



**VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ**

BRNO UNIVERSITY OF TECHNOLOGY

**FAKULTA STROJNÍHO INŽENÝRSTVÍ**

FACULTY OF MECHANICAL ENGINEERING

**ÚSTAV MATERIÁLOVÝCH VĚD A INŽENÝRSTVÍ**

INSTITUTE OF MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING

**MECHANICKÉ VLASTNOSTI MATERIÁLŮ  
PŘIPRAVOVANÝCH POMOCÍ PROCESU SLM**

MECHANICAL PROPERTIES OF MATERIALS PREPARED BY SLM PROCESS

**DIPLOMOVÁ PRÁCE**

MASTER'S THESIS

**AUTOR PRÁCE**

AUTHOR

**Bc. Marek Doubrava**

**VEDOUCÍ PRÁCE**

SUPERVISOR

**doc. Ing. Libor Pantělejev, Ph.D.**

**BRNO 2019**



# Zadání diplomové práce

Ústav: Ústav materiálových věd a inženýrství  
Student: **Bc. Marek Doubrava**  
Studijní program: Aplikované vědy v inženýrství  
Studijní obor: Materiálové inženýrství  
Vedoucí práce: **doc. Ing. Libor Pantělejev, Ph.D.**  
Akademický rok: 2018/19

Ředitel ústavu Vám v souladu se zákonem č. 111/1998 o vysokých školách a se Studijním a zkušebním řádem VUT v Brně určuje následující téma diplomové práce:

## Mechanické vlastnosti materiálů připravovaných pomocí procesu SLM

### Stručná charakteristika problematiky úkolu:

V rámci práce budou zjišťovány mechanické vlastnosti a mikrostrukturní charakteristiky vybrané oceli maraging, kdy zkušební vzorky budou vyrobeny technikou SLM (selective laser melting). Získané výsledky budou srovnávány s vlastnostmi těchto slitin vyráběných konvenčními technologiemi (odlévání, tváření).

### Cíle diplomové práce:

- 1) Vybrat optimální parametry SLM procesu pro výrobu vzorků určených pro mechanické zkoušky.
- 2) Provést materiálovou analýzu materiálu po SLM procesu (LM, SEM).
- 3) Zjistit základní mechanické charakteristiky materiálu připraveného pomocí SLM techniky.

### Seznam doporučené literatury:

OLAKANMI, E. O., R. F. COCHRANE and K. W. DALGARNO. A review on selective laser sintering/melting (SLS/SLM) of aluminium alloy powders: Processing, microstructure, and properties. Progress in Materials Science, 74 (2015), 401–477.

BRANDL, D., E. U. HECKENBERGER, V. HOLZINGER and D. BUCHBINDER. Additive manufactured AlSi10Mg samples using Selective Laser Melting (SLM): Microstructure, high cycle fatigue, and fracture behavior. Materials & Design, 34 (2012), 159–169.

KEMPEN, K., E. YASA, L. THIJS, J.-P. KRUTH and J. VAN HUMBEECK. Microstructure and mechanical properties of Selective Laser Melted 18Ni-300 steel. Physics Procedia, 12 (2011), 255–263.

CAMPANELLI, S. L., G. CASALINO, N. CONTUZZI and A. D. LUDOVICO. Manufacturing of 18Ni Marage 300 steel samples by selective laser melting. Advanced Materials Research, 83-86 (2010), 850–857.

KOUTNY, D., L. PANTELEJEV, J. TOMES and D. PALOUSEK. Comparison of selective laser melting of 18Ni maraging steel by PXL and M2 Cusing. MM Science Journal December (2016), 1590–1596.

Termín odevzdání diplomové práce je stanoven časovým plánem akademického roku 2018/19.

V Brně, dne 5. 11. 2018



prof. Ing. Ivo Dlouhý, CSc.  
ředitel ústavu

doc. Ing. Jaroslav Katolický, Ph.D.  
děkan fakulty



# ABSTRAKT

Diplomová práce se zabývá volbou procesních parametrů pro výrobu vysokopevných materiálů pomocí technologie SLM. Vstupním materiálem byl prášek o chemickém složení odpovídající normě DIN X3NiCoMoTi 18-19-5. Pomocí analytických metod jako zkouška tvrdosti nebo pevnosti v tahu s následnou metalografickou a fraktografickou analýzou byl zkoumán vliv změny procesních parametrů na mechanické vlastnosti. Na základě studia pevnostních a deformačních charakteristik materiálu byly vybrány optimální procesní parametry a dále navrženy kroky, jež by měly vést k dalšímu nárůstu požadovaných vlastností. Výsledky práce byly porovnány s literárními prameny hodnotícími jak mechanické vlastnosti součástí vyrobených pomocí SLM, tak součástí vyrobených pomocí konvenčních metod.

# ABSTRACT

The diploma thesis deals with the selection of process parameters used for manufacturing of high-strength materials using SLM technology. The feedstock material was powder with a chemical composition according to standard DIN X3NiCoMoTi 18-9-5. Influence of change in process parameters on mechanical properties was examined by hardness tests and tensile tests. Metallographic and fractographic analysis were conducted with an aim to understand mechanisms of failure present in this type of material. Selection of optimal process parameters was based on the analysis of mechanical properties of manufactured samples. Possible future steps related to the improvement of the process were proposed. Results of this experiment were compared with literature regarding parts produced by SLM technology and conventional methods.

# KLÍČOVÁ SLOVA

Aditivní výroba, Selektivní laserové tavení, Maraging ocel 18Ni300, Procesní parametry, Mechanické vlastnosti

# KEYWORDS

Additive manufacturing, Selective laser melting (SLM), Maraging steel 18Ni300, Process parameters, Mechanical properties



## BIBLIOGRAFICKÁ CITACE

DOUBRAVA, Marek. *Mechanické vlastnosti materiálů připravovaných pomocí procesu SLM* [online]. Brno, 2019 [cit. 2019-05-24]. Dostupné z: <https://www.vutbr.cz/studenti/zav-prace/detail/117622>. Diplomová práce. Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, Ústav materiálových věd a inženýrství. Vedoucí práce Libor Pantělejev.



## PROHLÁŠENÍ

Prohlašuji, že svou diplomovou práci na téma **Mechanické vlastnosti materiálů připravovaných pomocí procesu SLM** jsem vypracoval samostatně pod vedením vedoucího diplomové práce a s použitím odborné literatury a dalších informačních zdrojů, které jsou všechny citovány v práci a uvedeny v seznamu literatury na konci práce.

V Brně dne .....

.....

Bc. Marek Doubrava





## PODĚKOVÁNÍ

Na tomto místě bych rád poděkoval vedoucímu své diplomové práce, doc. Ing. Liboru Pantělejevovi, Ph.D. za trpělivost, cenné připomínky, rady a pomoc při získávání dat a zpracovávání diplomové práce. Dále bych rád poděkoval Ing. Romanu Štěpánkovi, Ph.D. za dohled, asistenci a pomoc při realizaci experimentů.

Mé díky patří také přátelům a rodině za všechnu podporu, rady, korekturu a všechno co pro mě nejen za dobu studia obětovali.



# OBSAH

<b>Úvod</b>	<b>15</b>
<b>1 Teoretická část</b>	<b>16</b>
1.1.    Aditivní výroba .....	16
1.1.1.    Rapidní prototypování .....	16
1.1.2.    Rapidní výroba.....	17
1.2.    Selektivní laserové tavení (SLM) .....	17
1.2.1.    Procesní parametry .....	18
1.2.2.    Optimalizace procesních parametrů.....	19
1.2.3.    Faktory ovlivňující SLM proces .....	20
1.2.4.    Prášky.....	21
1.2.5.    Mikrostrukturní vady SLM výrobků.....	22
1.2.6.    Strategie skenování .....	23
1.2.7.    Výhody a nevýhody SLM.....	24
2.1    Maraging ocelí .....	25
2.1.1    Historie Maraging Ocelí .....	26
2.1.2    Vliv legujících prvků .....	26
2.1.3    Aplikace maraging ocelí .....	28
3.1    Výroba produktů z maraging oceli pomocí SLM .....	30
3.1.1    Mikrostrukturní fázové složení .....	30
3.1.2    Vliv tepelného zpracování na fázové složení mikrostruktury .....	31
3.1.3    Mechanické vlastnosti.....	34
<b>4 Rozšířené cíle práce</b>	<b>37</b>
<b>5 Experimentální část</b>	<b>38</b>
5.1    Experimentální zařízení .....	38
5.1.1    Charakteristika SLM zařízení .....	38
5.2    Vstupní materiál.....	39
5.3    Sada I .....	41
5.3.1    Parametry stavby.....	41
5.3.2    Tepelné zpracování .....	41

5.3.3	Metalografická analýza .....	42
5.3.4	Mechanické vlastnosti .....	44
5.4	Sada II .....	49
5.4.1	Parametry stavby .....	50
5.4.2	Tepelné zpracování .....	50
5.4.3	Metalografická analýza .....	50
5.4.4	Mechanické vlastnosti .....	53
5.5	Sada III .....	59
5.5.1	Parametry stavby .....	59
5.5.2	Tepelné zpracování .....	59
5.5.3	Metalografická analýza .....	59
5.5.4	Mechanické vlastnosti .....	63
<b>6</b>	<b>Diskuze</b>	<b>69</b>
<b>7</b>	<b>Závěr</b>	<b>76</b>
	<b>Seznam použité literatury</b>	<b>77</b>
	<b>Seznam použitých zkratk a symbolů</b>	<b>83</b>
	<b>Seznam příloh</b>	<b>85</b>
	<b>Přílohy</b>	<b>86</b>



# ÚVOD

Maraging oceli jsou na trhu již více než 50 let. Převážnou část této doby byly vyráběny pomocí konvenčních metod jako jsou dvojité tavení ve vakuu a následné kování. Maraging ocel je vysokopevná superslitina na bázi železa, jejímž primárním legujícím prvkem je nikl. Nabízí skvělý poměr pevnosti vůči hustotě a vysokou houževnatost, svařitelnost a rozměrovou stálost. Díky těmto a dalším vlastnostem si získala maraging ocel pozornost v odvětví aditivní výroby [1].

Pomocí technologií aditivní výroby, jako například SLM („selective laser melting“), lze vyrobit z práškového materiálu o specifickém chemickém složení součásti s komplexní geometrií a komplikovanou vnitřní strukturou, které by nebylo možné vyrobit konvenčními metodami. Maraging ocel je jedním z vysokopevných materiálů, který si v tomto tisíciletí vydobyl na poli SLM zvučné jméno. Existuje nepřehledné množství článků, které se zabývají touto problematikou. Výrobu součástí pomocí technologie SLM doprovází velké množství parametrů a proměnných, které mají radikální vliv na výsledné vlastnosti. Všechny tyto parametry musí být optimalizovány, což je proces, který je nutné provést pro každé specifické SLM zařízení nebo změnu některých vstupních parametrů, jako například morfologie a velikost částic prášku [2].

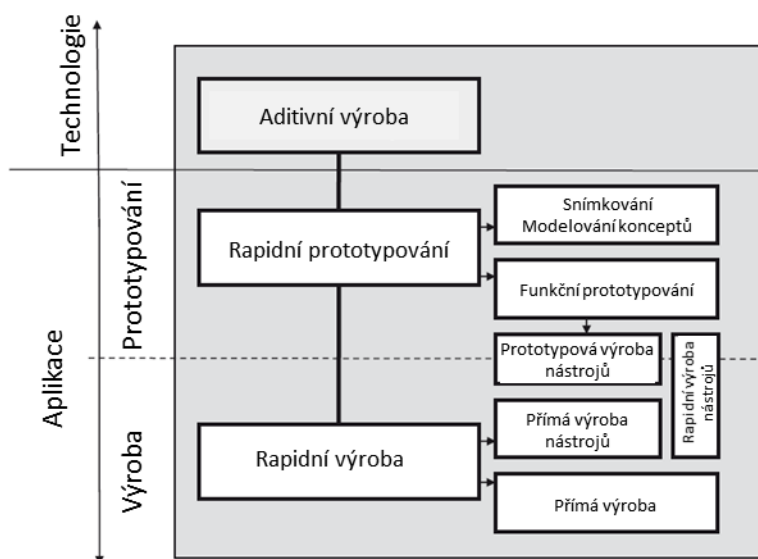
Cílem technologie SLM je vyrábět součásti s relativní hustotou vyšší než 99,9 % a mechanickými vlastnostmi shodnými nebo vyššími než mechanické vlastnosti součástí vyrobených pomocí konvenčních technologií. V současné době existuje již několik desítek až stovek materiálů, které lze s vysokou reprodukovatelností pomocí SLM zpracovávat. Tato technologie je však stále poměrně mladá a všechny procesy a jevy nejsou zcela objasněny [3].

# 1 TEORETICKÁ ČÁST

## 1.1. Aditivní výroba

Aditivní výroba („additive manufacturing“) je oficiální termín dle ASTM F2792 z roku 2008. Popisuje technologii, která je založena na principu spojování materiálu na základě 3D modelu, a to za účelem vytvoření skutečné a často geometricky komplikované součásti. Aditivní technologie poprvé vstoupily na trh v roce 1987 a byly nazývány termínem rapidní prototypování („Rapid Prototyping“). Postupem času vznikaly nové termíny pro nové procesy a aplikace patřící do kategorie aditivní výroby. Technologie aditivní výroby jsou rozděleny na dvě aplikační odvětví [4].

Prvním odvětvím je tzv. rapidní prototypování a druhým tzv. rapidní výroba. Aplikační odvětví jsou si velice podobná, nejdůležitějším rozdílem je však to, že prototypování v drtivé většině případů předchází výrobě. Do prototypování patří například tvorba 3D modelů, jejich optimalizace a následná výroba prototypů bez hodnotitelných mechanických vlastností. Výroba se stává výhodnou v okamžiku, kdy jsou součást, výrobní technologie a její parametry optimalizovány [3, 5]. Schéma rozdělení aditivních technologií na aplikační odvětví ukazuje obrázek 1.1.



Obr. 1.1: Schéma rozdělení aditivní výroby na aplikační odvětví, převzato a upraveno z [3]

### 1.1.1. Rapidní prototypování

Toto aplikační odvětví se dělí na několik podskupin. Prvními dvěma jsou tzv. snímkování součástí pro získání 3D modelu („Solid Imaging“) a modelování konceptů („Concept modeling“). Tyto procesy zahrnují výrobu prototypů za účelem ověření a otestování základních parametrů budoucí součásti jako například rozměry nebo vyrobitelnost. Jsou často vyráběny z polymerů a jejich kritická místa mohou být různě zbarvena. Tyto prototypy tak plní úlohu tzv. ukázkových modelů („show and tell“) usnadňujících další optimalizaci výrobních parametrů. Třetím odvětvím je tzv. funkční prototypování. Takto připravené modely již

lze určitým způsobem zatěžovat, a posuzovat tak funkčnost spojů nebo sestav. Mechanické vlastnosti se neblíží vlastnostem finálního výrobku, ale vzhled a stav povrchu již věrně reprezentují finální součást [3].

### **1.1.2. Rapidní výroba**

Rapidní výroba zahrnuje všechny procesy, které zajistí výrobu finálního produktu nebo jeho součástí. Takový díl má vlastnosti a funkce, které byly optimalizovány v předešlých krocích prototypování. Pokud je vyrobena součást, která se nevyužívá k výrobě dalších součástí, jedná se o tzv. přímou výrobu („direct manufacturing“). Materiály pro výrobu jsou různé, jejich rozmezí sahá od plastů a kovů až ke keramice a kompozitům. Metodami výroby může být například selektivní laserové slinování (SLS – „selective laser sintering“) nebo selektivní laserové tavení. Nejdůležitějším rozdílem mezi nimi je skutečnost, že pomocí SLM můžeme získat součást s relativní hustotou vyšší než 99,9 %. SLM jako hlavní téma této práce bude podrobněji popsáno dále. Pokud se výrobek využívá při výrobě dalších součástí, jako například formy, chladítka nebo jádra atd., jedná se o tzv. přímou výrobu nástrojů („direct tooling“). Takto vyrobené technologické nástroje mají složitou a specifickou vnitřní strukturu. Mohou disponovat například spojitě propojenou kanálkovou strukturou označovanou jako konformální chlazení.

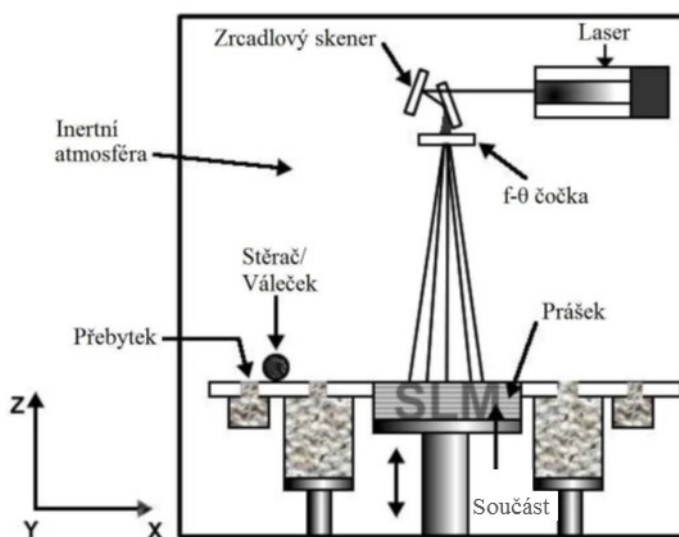
## **1.2. Selektivní laserové tavení (SLM)**

Selektivní laserové tavení je nejrychleji rozvíjejícím se procesem patřícím do technologií aditivní výroby [6]. SLM bylo vyvinuto ve spolupráci dvou německých výzkumných institutů, a to F & S Stereolithographie-technik GmbH a Fraunhofer ILT. Cílem tohoto procesu je výroba součástí s často komplikovanou geometrií z práškového materiálu o stejném chemickém složení jako výsledná součást a mechanickými vlastnostmi vyššími nebo srovnatelnými s produkty připravenými konvenčními technologiemi výroby. Součásti s komplikovanými geometriemi lze touto metodou vyrobit poměrně snadno, a to díky budování struktury vrstvu po vrstvě. Proto je SLM často označováno jako 3D tisk kovových materiálů. V tomto případě však k výrobě součásti není potřeba tiskové hlavy jako u konvenčních 3D tiskáren (kde vstupním materiálem je plast), ale výkonného laseru, který ve specifických drahách postupně po vrstvách přetavuje prášek, jenž následně tuhne a tvoří výslednou součást [7].

Základními stavebními kameny této metody výroby jsou výše zmíněný práškový materiál, výkonný laser, platforma pro tavení prášku (stavěcí deska), CAD soubor s informacemi o tvaru součásti, ochranná atmosféra a systém pro depozici prášku na další vrstvy (zásobník prášku a podavač) [8].

Na počátku procesu je nutné mít k dispozici 3D počítačový (CAD) model součásti, který je pomocí matematických výpočtů rozdělen do vrstev, jež jsou následně nanášeny. Kontejner obsahující prášek jej dávkuje válcovému podavači, který rovnoměrně prášek posouvá dále ke stavěcí desce, která je umístěna na pístu (možnost měnit vertikální polohu). Samotné nanášení začíná pohybem pístu se stavěcí deskou dolů, aby na ni mohl být nanesen prášek o tloušťce jedné vrstvy definované CAD modelem. Takto nanesená vrstva je dle určené trajektorie skenována laserem a přetavena. Vrstva tuhne a stavěcí deska se substrátem

je posunuta směrem dolů pro možnost nanesení další vrstvy prášku. Celý tento několikakrokový proces je opakován, dokud není vytvořena výsledná součást [9]. Schéma SLM procesu je vystiženo obrázkem 1.2.



Obr. 1.2: Schéma SLM procesu, převzato a upraveno z [10]

Výroba součástí je plně automatizovaná a následný post-processing je ve srovnání se SLS časově nenáročný a spočívá zejména v oddělení vyrobené součásti od stavěcí desky [2]. Správně optimalizovaný proces výroby je schopný s vysokou reprodukovatelností vyrábět díly bez potřeby dalšího zpracování. Výrobky je však možné a někdy i žádoucí tepelně zpracovat s cílem získat lepších mechanických vlastností. Tepelné zpracování je prováděno podobně jako by se jednalo o konvenčně vyrobenou součást. Součásti dle aplikace je možné také svařovat, obrábět, brousit, leštit nebo povlakovat [3].

### 1.2.1. Procesní parametry

SLM proces a optimální volba jeho parametrů má významný vliv nejen na kvalitu povrchu, ale také na tuhnutí jednotlivých vrstev, mechanické vlastnosti a mikrostrukturu vyráběných produktů. Každý materiál zpracováváný pomocí SLM má tzv. procesní okno. To je oblast, ve které kombinace všech důležitých procesních parametrů zajišťuje reprodukovatelnost výroby produktu s vysokou relativní hustotou a požadovanými mechanickými a užitnými vlastnostmi [11].

Procesní okno vykazuje závislost na velkém množství parametrů. Ať už jsou to parametry výchozí jako například SLM přístroj, prášek nebo tvar výsledného produktu. Při změně těchto parametrů je často nutné optimalizovat znovu celý proces. Dalšími důležitými parametry jsou výkon laseru [W], rychlost skenování [m/s], vzdálenost mezi návary [mm] a průměr svazku laseru [mm] („laser spot diameter“). Jako další odvozené parametry musí být brány v potaz hustota energie [J/mm<sup>3</sup>], tloušťka vrstvy [μm], míra překrytí jednotlivých návarů [%] a doba expozice [μs]. Další důležitou charakteristikou výrobků zhotovených pomocí SLM je anizotropie mechanických vlastností ve vertikálním a horizontálním směru [5].

Hustota energie udává množství předané energie materiálu a je závislá na výkonu laseru ( $P$  [W]), rychlosti skenování ( $v$  [mm/s]), vzdálenosti mezi návary ( $h$  [mm]) a tloušťce vrstvy ( $t$  [mm]) [12]. Její hodnota se vyhodnocuje dle vzorce 1.1 [2].

$$E_n = \frac{P}{v \cdot h \cdot t} \text{ [J/mm}^3\text{]} \quad (1.1)$$

Hodnocení užitných a mechanických vlastností as-built vzorků zahrnuje několik metod a možností. Hodnocená kvalita povrchu je zkoumána většinou optickými, bezkontaktními metodami jako například 3D topografií. Relativní hustota se zpravidla stanovuje dle Archimedovy metody nebo také pomocí  $\mu$ CT (X-ray) a metalografické analýzy. Pozorování a analýza mikrostruktury jsou prováděny zejména na metalografických výbrusech za pomoci světelné mikroskopie (SM) a rastrovací elektronové mikroskopie (SEM). Fázová analýza je prováděna za pomoci rentgenové difrakce (XRD) a mechanické vlastnosti jsou hodnoceny nejčastěji pomocí zkoušek tvrdosti a zkoušek tahem [2, 5].

### 1.2.2. Optimalizace procesních parametrů

Optimalizace procesních parametrů SLM je předmětem zkoumání odborných pracovišť po celém světě. V současnosti existuje velké množství dostupné literatury zabývající se touto problematikou, a to napříč zatím poměrně malým, ale rychle rostoucím spektrem materiálů. Každý materiál, ať už se jedná o kov nebo kompozit (kov-kov) zpracovávaný pomocí SLM, potřebuje pro využití celého svého potenciálu specifické procesní parametry měnící se s modelem zařízení či dokonce výrobcem nebo šarží výchozího prášku [5, 6].

Cílem optimalizace je výroba součástí s relativní hustotou převyšující 99,9 %. To zaručuje velice nízký výskyt strukturních defektů, a tudíž zisk cílených vysokých mechanických a užitných vlastností. Jak vyplývá z experimentální studie *Casalina et al.* [6], vyšší porozita má negativní vliv na výsledné vlastnosti, a to zejména na pevnost v tahu, únavovou životnost, tažnost nebo korozní odolnost, či tepelnou vodivost. Jako ukazatel správné optimalizace procesu slouží mimo měření relativní hustoty i reprodukovatelnost procesu [2, 5].

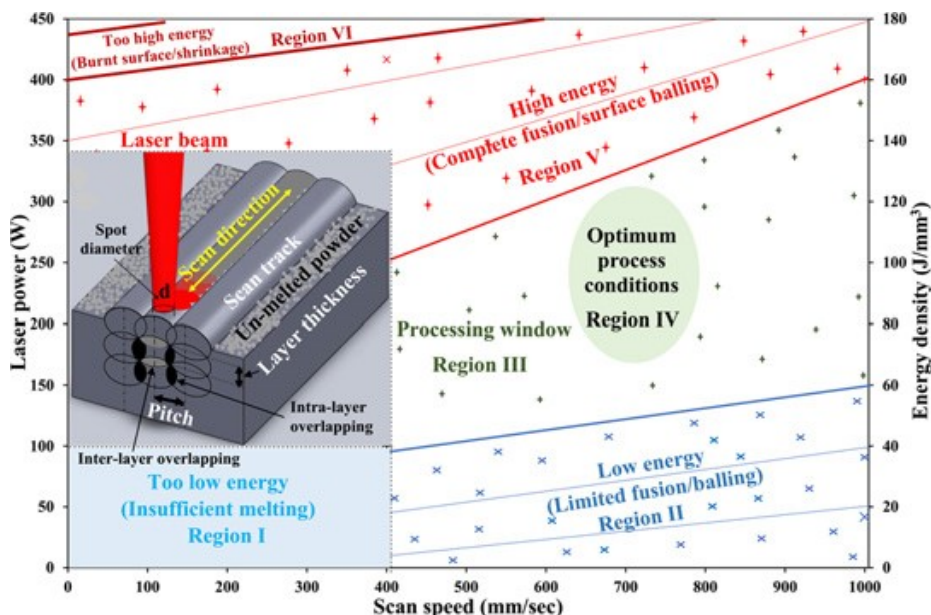
Vysoká relativní hustota a vlastnosti z ní pramenící jsou výsledkem správné volby procesních parametrů a synergie mezi nimi. Nejčastěji studovanými primárními procesními parametry v literatuře jsou výkon laseru, rychlost skenování a vzdálenost mezi návary. Sekundárními parametry jsou hustota energie a míra překrytí jednotlivých návary. Další parametry, jako například tloušťka vrstvy a trajektorie skenování, zůstávají v průběhu procesu konstantní. *Mutua et al.* [2] studovali tuto problematiku na maraging oceli 18Ni300 s cílem najít ideální sadu procesních parametrů pro přístroj Matsuura LUMEX Avance-25 vybavený Yb vláknovým laserem o vlnové délce 1070 nm. Výkon laseru byl zkoumán v rozmezí 100–400 W, dále také skenovací rychlost (400–1000 mm/s), vzdálenost návary (0,025–0,2 mm) a průměr svazku laseru (0,05–0,3 mm). Byla zjištěna existence poměrně rozsáhlého procesního okna, kde relativní hustota a povrchová drsnost dosahují uspokojivých hodnot. Jako nejlepší sada procesních parametrů byly vyhodnoceny výkon laseru o hodnotě 300 W, skenovací rychlost 700 mm/s, míra překrytí housenek 40 % a hustota energie 71,43 J/mm<sup>3</sup>. Výsledný vzorek disponoval relativní hustotou 99,8 % a drsnost povrchu  $R_a$  byla



35  $\mu\text{m}$ . Výsledná struktura as-built vzorku byla převážně martenzitická s malým množstvím zbytkového austenitu [2, 13, 14].

### 1.2.3. Faktory ovlivňující SLM proces

Obrázek 1.3 představuje procesní mapu pro 18Ni300 maraging ocel. Zobrazuje závislost výkonu laseru na rychlosti skenování a obsahuje několik procesních oblastí. Oblast I je charakteristická použitím velice nízkého výkonu laseru, což vede k nedostatečnému natavování prášku, a tedy vysoké porositě a nízkým mechanickým vlastnostem. Parametry spadající do oblasti II zapříčiňují i přes opakované natavování již částečně ztuhlých návarů v nižších vrstvách, vznik produktů s vysokou porozitou způsobenou nedostatečným spojením vrstev. Příčinou je opět nízká hustota energie. Oblasti III a IV jsou označovány za výše zmíněné procesní okno. Relativní hustota se zvyšuje se zvyšujícím se výkonem laseru a skenovací rychlostí. Její maximum leží přibližně kolem průsečíku charakterizovaného výkonem laseru 300 W a skenovací rychlostí 700 mm/s. Optimální hustota energie leží v rozmezí 60–160 J/mm<sup>3</sup> z důvodu závislosti nejen na výkonu laseru, ale také na vzdálenosti návarů, rychlosti skenování a tloušťce vrstvy. V oblasti procesního okna dochází k optimálnímu spojování návarů ve vrstvě („intra-layer“) a také vrstev mezi sebou („inter-layer“). Oblast V je charakteristická vysokým výkonem laseru a také vysokou hustotou energie, což vede ke snížení relativní hustoty způsobené uvězněním plynu ochranné atmosféry v tekutém kovu („melting pool“). Takto vzniklé póry jsou charakteristické svým kulatým tvarem. V oblasti VI je prášku předáváno tolik energie, že může docházet k jeho propalu. Náhodné chemické rozložení prášku, které se samo o sobě může jevit jako problém, je nyní umocněno odpařováním vlastního kovu a má za následek nehomogenitu chemického složení vzorku („element loss“). Velké množství předané energie dále způsobuje snížení relativní hustoty [2, 6].



Obr. 1.3: Procesní mapa pro 18Ni 300 [2]

#### 1.2.4. Prášky

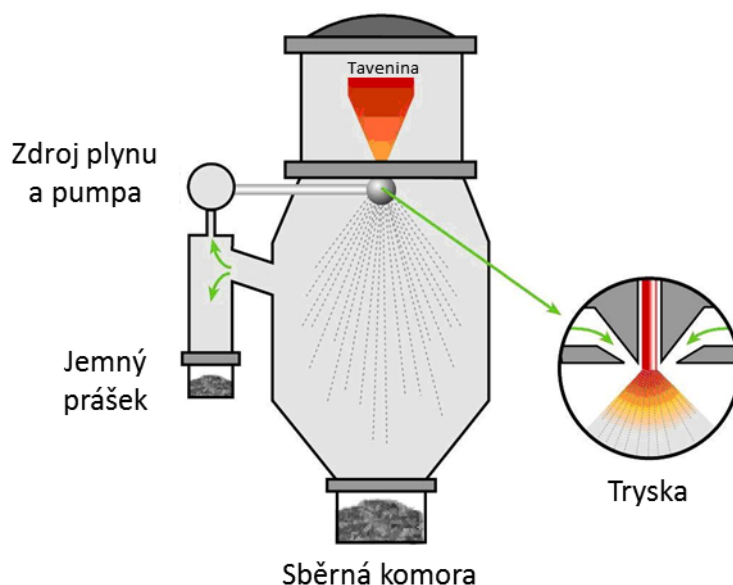
Jedním z nejdůležitějších parametrů použitých prášků je velikost jejich částic. Pro depozici metodou SLM jsou používány prášky o velikosti částic 10–100  $\mu\text{m}$ . Je to zejména z důvodu tloušťky jednotlivých vrstev, které se nejčastěji pohybují v rozmezí 20–100  $\mu\text{m}$ . Dalším velice důležitým parametrem je tvar jednotlivých částic, přičemž ten by měl být dokonale kulatý, což zaručuje snadný transport a vznik rovnoměrné, kompaktní vrstvy na povrchu substrátu nebo právě vyráběné součásti. Transport a kompaktnost podporuje také úzká distribuce velikosti částic prášku [11].

Pomocí SLM lze nyní vyrobit součásti z poměrně malého rozsahu kovových a nekovových materiálů. Velké využití nacházejí slitiny na bázi železa, jako například korozivzdorné nebo precipitačně vytvrditelné oceli. Díky SLM je možné vylepšit užité vlastnosti například maraging oceli a zvýšit tak jejich potenciál pro použití v automobilovém leteckém nebo kosmickém průmyslu. Dalšími hojně využívanými kovovými materiály jsou slitiny na bázi kobaltu, titanu, hliníku nebo také mědi [11].

#### Metody výroby prášku

Základní vstupní materiál pro SLM je charakterizován parametry jako velikost, tvar a vnitřní pórovitost. Částice s mikrometrovou velikostí, sférickým tvarem a co nejmenší vnitřní pórovitostí bohužel nelze s dostatečnou reprodukovatelností získat všemi konvenčními procesy pro výrobu práškových materiálů [11, 15].

Nejčastěji používány jsou metody založené na mletí částic o větší velikosti nebo na dispergování taveniny v plynu nebo vodě za vysokého tlaku (atomizace). Atomizace proudu taveniny kovu pomocí proudu vody je metodou levnější, ale její výsledky nejsou často pro použití v SLM procesu dostačující. Je tomu z důvodu vzniku nedokonale sférických částic a velkého množství oxidů na jejich povrchu. Celý proces atomizace plynnou fází probíhá až do výsledného balení prášku v ochranné atmosféře [16]. Součástí zařízení pro atomizaci je indukční nebo oblouková vakuová pec, ve které probíhá tavení kovu nebo slitiny. Dalším krokem je transport taveniny skrz trysku do atomizační komory, kde dochází ke střetu vstříkovaného tenkého proudu taveniny s proudy ochranné atmosféry hnané vysokým tlakem. Po střetu dochází k disperzi taveniny na malé tekuté kapky kovu, které z důvodu energetické výhodnosti získávají téměř sférický tvar, rychle tuhnou a padají na dno atomizéru, následně jsou děleny dle frakce (obr. 1.4). Takto připravený prášek má vysokou čistotu, požadovanou velikost částic a homogenní mikrostrukturu [15].



*Obr. 1.4: Schéma zařízení pro atomizaci taveniny plynnou fází, převzato a upraveno z [17]*

### 1.2.5. Mikrostrukturní vady SLM výrobků

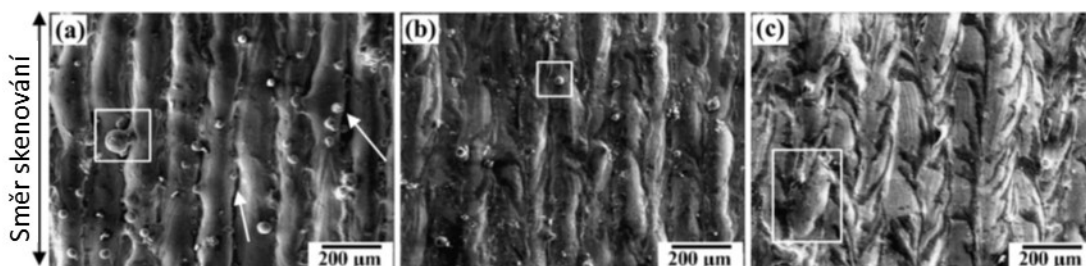
Porozita je běžnou vadou součástí vyrobených pomocí SLM. Snahou je optimalizovat parametry výroby vstupního prášku a součásti tak, aby relativní hustota výrobků dosahovala hodnot vyšších než 99,9 %. Díky tomu bude množství a velikost pórů omezena a jejich výsledný vliv na mechanické vlastnosti nevýrazný. Póry se chovají jako koncentrátoři napětí a fungují jako inhibitory iniciace trhlin, což snižuje zejména pevnost v tahu nebo únavovou životnost [18, 19]. Další možností zvýšení relativní hustoty je přetavení již jednou natavených návarů před depozicí další vrstvy prášku. Tato metoda sice zvýší výrobní čas součástí, ale i přesto je pro řadu náročných aplikací nezbytná (letectví, kosmonautika, medicína) [20].

Příčinami výskytu porozity jsou plyny obsažené v uzavřených pórech prášku v důsledku atomizace, interakce laseru s kovovým práškem, roztaveným kovem a ochrannou atmosférou nebo nedokonalé tuhnutí roztaveného kovu. Častěji se ve výrobcích vyskytují procesem indukované dutiny s nepravidelným tvarem. Ty jsou přítomny v důsledku nedostatečného tavení kovu a v nich se nacházejí neroztavené částice prášku („lack of fusion porosity“), nebo rozprašováním roztaveného kovu z lázně („keyhole formation“), kdy se nacházejí podél trajektorie laseru. Procesem indukovaná porozita může vznikat také při tuhnutí, kdy roztavený kov zmenšuje svůj objem, v důsledku čehož může docházet ke vzniku dutin („shrinkage porosity“) [18].

Plynem indukovaná porozita má specifický sférický tvar, což je důsledkem rovnoměrného tlaku uvězněného plynu na stěny dutiny. Plyn může být v tavenině zachycen kvůli jeho předchozí přítomnosti v prášku nebo při interakci laseru, roztaveného kovu a ochranné atmosféry [18].

Fenomén zvaný balling byl zjištěn pomocí SEM a je zřejmý na obrázku 1.5. Je také považován za typický mikrostrukturní defekt vyskytující se v mnoha aplikačních odvětvích aditivní výroby. Jedná se o výskyt kulatých částic prášku na ztuhlých housenkách způsobený

snížením objemu housenek při tuhnutí a jejich snahou o snížení povrchové energie. Jeho výskyt je způsoben použitím nižší hustoty energie a přítomných vysokých teplotních gradientů [2, 21].

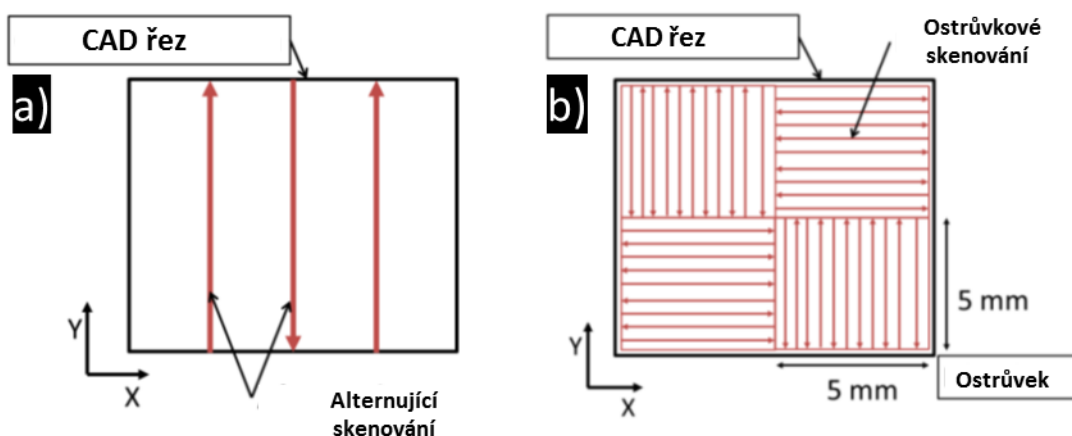


Obr. 1.5: Typický vzhled fenoménu zvaný balling, převzato a upraveno z [2]

### 1.2.6. Strategie skenování

Jedná se o trajektorii, kterou laser při tavení jednotlivých vrstev kopíruje. Během vývoje metod aditivní výroby založených na laseru nebo elektronovém paprsku jako zdroji energie bylo vyvinuto mnoho skenovacích strategií. Volba správné trajektorie je závislá na materiálu a parametrech stavby (rychlost skenování, tloušťka vrstvy) a má vliv na relativní hustotu, texturu mikrostruktury, zbytkové napětí, a tedy také na mechanické vlastnosti výrobku.

Základní skenovací strategií je diskontinuální rastrování. Postupně po řádcích se stejným vektorem je skenována celá plocha a další vrstva je skenována s vektorem opačným. Nadstavbou této strategie je otáčení vektoru směru po každém řádku (obr. 1.6a). Další často používanou strategií, díky které je možné redukovat zbytkové napětí v materiálu, je tzv. ostrůvková strategie (obr. 1.6b). Ostrůvky s rozměry  $5 \times 5$  mm jsou skenovány v náhodném pořadí. Díky tomu jsou lokální gradienty ochlazování spolu s teplem indukovaným zbytkovým napětím sníženy [22].



Obr. 1.6: Schéma skenovacích strategií a) alternující diskontinuální, b) ostrůvková, převzato a upraveno z [22]

### **1.2.7. Výhody a nevýhody SLM**

Výhodou celého procesu jsou rychlost, flexibilita a přesnost ve srovnání s konvenčními technologiemi zahrnujícími odlévání, tváření a obrábění. CAD model je snadné vytvořit z technické dokumentace přiložené k součásti a případné vady a nedostatky lze v průběhu prototypování rychle a efektivně opravit. Výsledkem toho je nejen hmotnostní úspora, ale často také lepší mechanické vlastnosti. Značnou výhodou je také vysoká efektivita zpracování prášků a dalších zdrojů [3, 6].

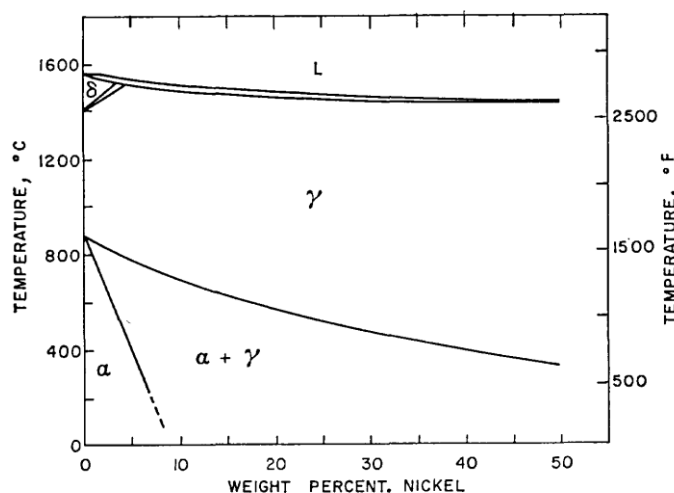
Nevýhodou aditivní výroby a také přímo SLM je prozatím neschopnost konkurovat konvenční sériové výrobě. Je tomu zejména z důvodu omezení velikosti součásti a malému množství materiálů s optimalizovanými podmínkami výroby. Další nevýhodou jsou vnitřní vady (dutiny) vzniklé v průběhu SLM procesu. Dutiny mohou fungovat jako iniciační místa vzniku trhlin vedoucích k porušení. Prozatím velkou nevýhodou související s konkurenceschopností ve vztahu k sériové výrobě využívající konvenčních technologií je nejen cena SLM zařízení, ale i cena na nich vyrobených součástí [2, 4, 6].



## 2.1 Maraging oceli

Maraging oceli patří do kategorie vysokopevných ocelí. Většina jejich modifikací totiž splňuje podmínku, aby jejich mez kluzu byla vyšší než 1 500 MPa. Zároveň se jedná o vysokolegované slitiny, jejichž primární legurou je nikl a sekundárními legurami jsou kobalt, molybden, titan a hliník. Vykazují skvělou kombinaci vlastností jako je vysoká pevnost, tvrdost, svařitelnost, korozivzdornost, tažnost, schopnost vytvrzení díky precipitaci intermetalických fází a nízký koeficient teplotní roztažnosti. Ve stavu před vytvrzením disponují dobrou tvárností, obrobiteľností a tvrdostí kolem 35 HRC. Jejich hustota je  $8\text{--}8,1 \times 10^3 \text{ kg/m}^3$  a teplota tání 1413 °C. Jsou houževnaté, mají vysokou hodnotu meze únavy a jsou odolné vůči tvorbě a šíření trhlin [23].

Vyšší obsah uhlíku se v tomto typu ocelí považuje za nežádoucí a je díky tavení ve vakuu a následnému vakuovému přetavování držen v mezích 0,01–0,03 hm. % (dvoustupňové zpracování). Díky tomu nedochází při dalším tepelném zpracování k nežádoucímu oduhličování nebo problémům se svařitelností. Maraging oceli nejsou vytvrzovány ani tvorbou karbidů, ani uhlíkovým martenzitem. Vytvrzující efekt zajišťují intermetalické sloučeniny na bázi niklu. Na obrázku číslo 1.7 je část binárního rovnovážného diagramu systému Fe-Ni ukazující oblast, ve které se maraging oceli se svým složením nacházejí.



Obr. 1.7: Část binárního rovnovážného diagramu systému Fe-Ni [24]

Tato diplomová práce se bude zabírat maraging ocelí značenou dle DIN EN 3529 jako materiál X3NiCoMoTi 18-9-5 s numerickým označením 1.2709. Jedná se o maraging ocel s příměsí kobaltu, která je v literatuře označována také jako ocel 18Ni300 a její chemické složení je uvedeno v tabulce 1.1.

Tab. 1.1: Chemické složení maraging oceli 1.2709 [25, 26, 27]

Složení	Ni	Co	Mo	Ti	Al
Obsah [hm. %]	17–19	8,5–9,5	4,5–5,2	0,6–0,8	0,05–0,15
	C	Mn, Si	P, S	Fe	
	0,03	<0,1	<0,01	Bal.	

### 2.1.1 Historie Maraging Ocelí

MarAging oceli se začaly komerčně využívat na začátku 60. let 20. století, ačkoliv byly vyvinuty již o pár let dříve [28]. O jejich vývoj se nejvíce zasloužil Clarence G.Bieber, který jakožto zaměstnanec firmy International Nickel Company (INCO) vyvinul první dvě MarAging oceli s 20 a 25 % Ni a přídavkem Al, Ti a Nb pro tvorbu precipitátů [29].

Zkratka MarAging je složeninou dvou anglických slov „Martensite“ a „Ageing“. Jedná se totiž o ocel, jejíž strukturu tvoří nízkouhlíkový, niklový martenzit, který je vytvrzen precipitáty na bázi Ni vzniklých při precipitačním vytvrzování (žihání, stárnutí) [30].

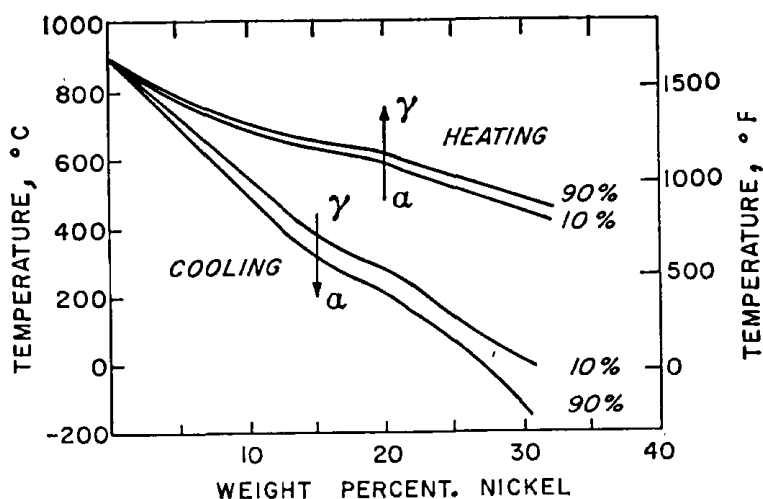
Dalšími důležitými lidmi, co se týká vývoje, byli R.F. Decker a S. Floreen, kteří jako první zkoumali a snažili se blíže popsat precipitační vytvrzování této oceli [31]. Zjistili, že během stárnutí dochází kolem teploty 600 °C k radikální reverzní transformaci martenzitu na austenit. Pokud však stárnutí probíhá při teplotách nižších, a to v intervalu 420–510 °C, je precipitace intermetalik, a tudíž vytvrzování martenzitu rychlejší než dekompozice martenzitu. Prevence reverzní transformace martenzitu na austenit je velice důležitá, protože právě austenit je v tomto systému rovnovážnou fází [32].

### 2.1.2 Vliv legujících prvků

#### Nikl

Nikl je v maraging ocelích hlavním legujícím prvkem a používá se v rozmezí obsahu 17–19 hm. %. Stabilizuje austenit, snižuje tedy teploty přeměny austenitu na ferit. Pro maraging oceli s 18 % Ni je teplota přeměny železa gama na železo alfa přibližně 600 °C. Tato teplota je však příliš nízká, abych se jednalo o difuzí řízený děj. Z tohoto důvodu z austenitu nevzniká feritická, ale 100% martenzitická struktura s BCC mřížkou. Díky takto vysoké koncentraci niklu a nízkému obsahu uhlíku je struktura maraging oceli po austenitizačním žihání a ochlazení na vzduchu 100% martenzitická. Nejedná se tedy o klasický uhlíkový martenzit, ale o niklový martenzit s vysokým podílem dislokací.

Vysoký obsah niklu pozitivně ovlivňuje (snižuje) teplotu přechodu lomového chování z tvárného na štěpné [30]. Nižší obsah niklu může snižovat jeho aktivitu v Fe-Ni martenzitu, a to vede ke snížení hnací síly pro vznik precipitátů na bázi niklu ( $\text{Ni}_3(\text{Ti}, \text{Mo})$ ) [33]. Množství niklu v maraging oceli ovlivňuje množství precipitátů, které je možné stárnutím vytvořit. Ovlivňuje také polohu křivek  $M_s$ ,  $M_f$ ,  $A_s$  a  $A_f$ , kterými se řídí správná volba teploty a výdrže všech tepelných zpracování maraging ocelí. Nikl dále zvyšuje například odolnost vůči oxidaci [33]. Graf transformačních křivek austenitu a martenzitu je na obrázku 2.1.



Obr. 2.1: Transformační křivky austenitu a martenzitu v maraging ocelích [24]

### Kobalt

Kobalt je, co se týče množství, druhým nejvíce využívaným legujícím prvkem maraging ocelí. Existují však i maraging oceli bez přídavku kobaltu disponující obdobnými mechanickými vlastnostmi a nižší cenou. Kobalt je jediný legující prvek používající se k legování maraging oceli, který zvyšuje teplotu  $M_s$ . Zvýšení teploty  $M_s$  je žádoucí jev a účinek kobaltu je tak silný, že vyrovnává účinek všech ostatních legur, které teplotu  $M_s$  snižují. Nejdůležitějším účinkem kobaltu jako legujícího prvku je snížení rozpustnosti molybdenu v matici Fe-Ni martenzitu. Jeho obsah by měl být v rozmezí 7,8–8 hm. % [33, 34]. Precipitáty  $Ni_3(Mo, Ti)$  jsou nositelem pevnosti a čím nižší je rozpustnost Mo v martenzitu, tím vyšší množství těchto precipitátů může být vytvořeno [35]. Kobalt dále zvyšuje tvrdost a vysokocyklovou a gigacyklovou únavovou životnost [33].

### Molybden

Floreen a Speich [31] zkoušeli při vývoji maraging ocelí různé ternární systémy. Tři základní prvky byly vždy stejné, a to železo, nikl a kobalt. Jako čtvrtou přísadu zkoušeli Be, Nb, Ti, Al, Si, Mn a Mo. Materiály s výše zmíněnými přísadami kromě Mo vykazovaly nízkou houževnatost a lomy těchto materiálů byly interkrystalické. Při použití více než 2 hm. % molybdenu se mechanismus porušování měnil na transkrystalický tvárný a na lomových plochách bylo pozorovatelné propojování jamek, které je charakteristické pro tento typ porušování. Molybden je spolu s niklem a titanem nejdůležitějším prvkem, co se týče tvorby precipitátů. Jeho vyšší množství zvyšuje hnací sílu pro precipitaci ortorombických precipitátů  $Ni_3(Mo, Ti)$  [23, 33].

### Titan

Titan je v maraging ocelích obsažen v rozmezí 0,2–3 hm. %. Při odlévání a pomalém ochlazování přes pás teplot 750–1100 °C může reagovat s přítomným uhlíkem, ke kterému má vysokou afinitu a tvořit karbidy či karbonitridy. Jejich precipitace probíhá přednostně na hranicích zrn, kde mají negativní vliv na mechanické vlastnosti jako pevnost a houževnatost. Titan má však primárně jinou velice důležitou úlohu. Jeho precipitáty na bázi niklu jsou

v maraging ocelích hlavním nositelem pevnosti. V matici po stárnutí zůstává rozpuštěno maximálně 0,1 hm. % titanu a zbytek tvoří precipitát  $\text{Ni}_3\text{Ti}$ , které jsou při použití adekvátní teploty a doby výdrže při stárnutí rovnoměrně distribuovány v martenzitické struktuře [33, 35]. Titan má vliv i na vysokocyklovou a gigacyklovou únavovou životnost, je však ale spíše negativní. Tvoří totiž nitridy o velikosti v řádu mikrometrů a ty se chovají jako nukleační místa pro iniciaci únavových trhlin [23].

### **Hliník**

Hliník je při ochlazování stejně jako ostatní legující prvky rozpuštěn v tuhém roztoku a nemá na vlastnosti nevytvrzeného martenzitu výrazný vliv. Jeho vliv na výslednou pevnost narůstá až při precipitačním žíhání, kdy reaguje s niklem za vzniku precipitátů  $\text{Ni}_3\text{Al}$ . Vliv na zvýšení pevnosti však není příliš velký. V maraging ocelích je ho obsaženo 0,05–0,15 hm. %, přitom jeho zpevňující efekt činí přibližně 55–62 MPa na 0,1 hm. % [36]. I hliník má negativní vliv na vysokocyklovou a gigacyklovou únavovou životnost. Na rozdíl od titanu je ale hliník schopný oxidovat za vzniku oxidu hlinitého, který má však podobný vliv na únavovou životnost jako nitrid titanu [33, 35].

### **Uhlík**

Uhlík je v tomto typu vysokopevných ocelí považován spíše za nečistotu. Jeho obsah by měl být držen pod hranicí 0,03 hm. %. Různé standardy pro specifické aplikace maraging ocelí mají tuto hranici přiměřeně odlišnou. Vyšší obsah uhlíku by mohl způsobovat problémy s precipitací karbidů titanu na hranicích zrn, což by vedlo k radikální degradaci mechanických vlastností. Díky nízkému obsahu uhlíku jsou maraging oceli snadno svařitelné, odolnější vůči vodíkové křehkosti a radiačnímu zkrěnutí [30]. Niklový martenzit je také lépe obrobitelný a díky své tvárnosti a nízké tvrdosti lépe formovatelný. Nedochází v něm k oduhličení ani nevznikají kalící trhliny nebo trhliny po svařování. V neposlední řadě má také vyšší odolnost vůči korozi pod napětím [30, 33].

### **Ostatní**

Nízký obsah Si, Mn a S zvyšuje houževnatost. Vyšší obsah sloučenin na bázi těchto prvků by mohl být příčinou vzniku vyššího počtu nebezpečných koncentrátorů napětí rezultujícího změnou mechanismu porušení. Vysoký obsah síry by mohl vést ke snížení odolnosti vůči vodíkové křehkosti.

## **2.1.3 Aplikace maraging ocelí**

Cena maraging ocelí je jedna z jejich největších nevýhod. Nicméně se v řadě specifických a na materiál náročných aplikacích nepovažuje za vylučující faktor. Oblasti těchto aplikací jsou například letecký průmysl, kosmonautika nebo armáda. V těchto odvětvích je brán zřetel nejvíce na funkčnost, efektivitu a hlavně bezpečnost, proto musí být otázka ceny posunuta na druhou kolej.

V oblasti letectví, kosmonautiky nebo v armádních aplikacích se jako největší přednost maraging ocelí jeví vysoký poměr pevnosti a hustoty. Samotná vysoká pevnost jej hned následuje spolu s vysokou houževnatostí, svařitelností a jednoduchým tepelným zpracováním.

V armádním sektoru se maraging oceli používají jako kryty raketových motorů, jejich trysek nebo také balistických střel [2]. Podobně je tomu i v kosmonautice, kde se tyto oceli používají i jako materiál na výrobu trupů vesmírných plavidel. V letectví se dále maraging oceli používají na součásti podvozků letadel nebo na lopatky turbín s vnitřním (konformálním) chlazením [28, 30].

V oblasti automobilního průmyslu mají maraging oceli také své místo. Se zvyšujícími se požadavky na bezpečnost, efektivitu a spolehlivost vozidel se pole působnosti těchto ocelí rozšiřuje. Díky vysokému poměru pevnosti a hustoty se používají spolu s dalšími vysokopevnými oceli pro výrobu sloupů a dalších součástí deformačních zón karoserií aut. Dále například jako hřídele přenášející točivý moment, kryty motorů a vstřiků paliva nebo také pro výrobu výměníků tepla s komplikovanou geometrií [2, 37].

Maraging oceli se dále hojně užívají jako materiál pro výrobu nástrojů sloužících k výrobě jiných součástí. Je tomu zejména díky vysoké tvrdosti, pevnosti a rozměrové stálosti, proto se z nich vyrábí formy pro injekční vstřikování plastů či tlakové lití lehkých kovových slitin nebo také extruzní berany. Maraging oceli našly využití také v medicíně, jsou používány jako materiál na výrobu implantátů, nástrojů používaných při operacích nebo jako různé podpůrné struktury [6]. Další a zdaleka ne poslední odvětví těžící z vynikající kombinace vlastností, kterými maraging oceli disponují, je elektrotechnika. Zde je tento druh oceli opět používán na různé kryty ve specifických aplikacích nebo jako komponenty pro senzory [2].

## 3.1 Výroba produktů z maraging oceli pomocí SLM

### 3.1.1 Mikrostrukturní fázové složení

Z binárního rovnovážného diagramu (obr. 1.7) vyplývá, že je struktura maraging oceli za pokojové teploty tvořena směsí fází  $\alpha$  (BCC martenzit) a  $\gamma$  (FCC austenit). V ideálním případě struktura obsahuje 100 % martenzitu, což je stav, který je dosažitelný, ale je závislý na množství a homogenitě rozdělení niklu a dalších austenitotvorných prvků v tuhém roztoku, dále na rychlosti ochlazování a zejména teplotě, na které ochlazování počíná. Ačkoliv je u výchozího prášku maraging oceli železo vázáno pouze v martenzitu, u SLM produktů v as-built stavu mnoho literárních zdrojů potvrzuje výskyt zbytkového austenitu v jednotkách procent [2, 37, 38, 39]. Zisk 100% martenzitické struktury je podmíněn provedením procesu rozpouštěcího žíhání, které bude s dalším tepelným zpracováním probíráno dále. Precipitační vytvrzování maraging oceli zvyšuje její mechanické vlastnosti na úkor vlastností deformačních a dále mění mikrostrukturu ve smyslu dalšího zvýšení množství přítomného austenitu. Austenit vzniklý při precipitačním vytvrzování se označuje jako reverzní austenit, který se strukturně liší od austenitu zbytkového.

#### Austenit

Zbytkový austenit se ve struktuře maraging ocelí vyskytuje z důvodu mikrosegregace, zejména niklu, na hranicích zrn během ochlazování. Lokální obohacení mikrostruktury niklem omezuje schopnost kompletní transformace austenitu na martenzit, což rezultuje právě ve výskyt zbytkového austenitu v mikrostruktuře i za pokojové teploty [37, 39]. Zbytkový austenit vzniká při ochlazování na pokojovou teplotu, zatímco reverzní austenit vzniká za vyšších teplot v oblasti kolem křivky  $A_s$ .

Reverzní austenit vzniká v as-built produktech při precipitačním vytvrzování. Čím vyšší je teplota žíhání a výdrž na teplotě delší, tím je reverzní transformace radikálnější. Tvorba reverzního austenitu je difuzí kontrolovaný proces, který následuje po rozpouštění drobných precipitátů  $Ni_3(Ti, Mo)$  [37]. Po jejich rozpuštění vzniká Lavesova fáze  $Fe_2Mo$  a zbývající nikl rozpuštěný v tuhém roztoku lokálně snižuje teplotu  $A_s$ , což způsobuje reverzní transformaci martenzitu na austenit. Reverzní austenit se může ve struktuře vyskytovat ve třech morfologických modifikacích, které mají společnou jednu důležitou vlastnost, neobsahují precipitáty, což vede k degradaci výsledných mechanických vlastností součástí. První modifikací je tzv. matriční austenit, který se stejnou orientací roste ze zbytkového austenitu nebo nukleuje na hranicích primárních austenitických zrn [40]. Druhou modifikací je tzv. laťkový austenit. Ten se může formovat na laťkách martenzitu a růst podél jejich hranic. Výsledkem je vznik nežádoucí lamelární struktury laťkového austenitu a martenzitu. Poslední morfologickou modifikací je tzv. rekrytalizovaný austenit. Jeho vznik je podmíněn vyššími teplotami stárnutí a dlouhými výdržemi na těchto teplotách. Je charakteristický nízkou hustotou dislokací [26, 33].

Austenit je v tomto typu maraging ocelí nežádoucí fází. Jeho zvýšený výskyt snižuje úroveň dosažitelné pevnosti a tvrdosti způsobenou absencí precipitátů, které austenit na rozdíl od martenzitu neobsahuje. Může však pozitivně ovlivňovat tažnost, což je vlastnost, již se využívá v tzv. TRIP (transformačně indukovaná plasticita) ocelích, do kterých maraging oceli se specifickým chemickým složením patří [40]. Vysoký obsah austenitu v mikrostruktuře spolu s tažností zvyšuje i vrubovou houževnatost [37].

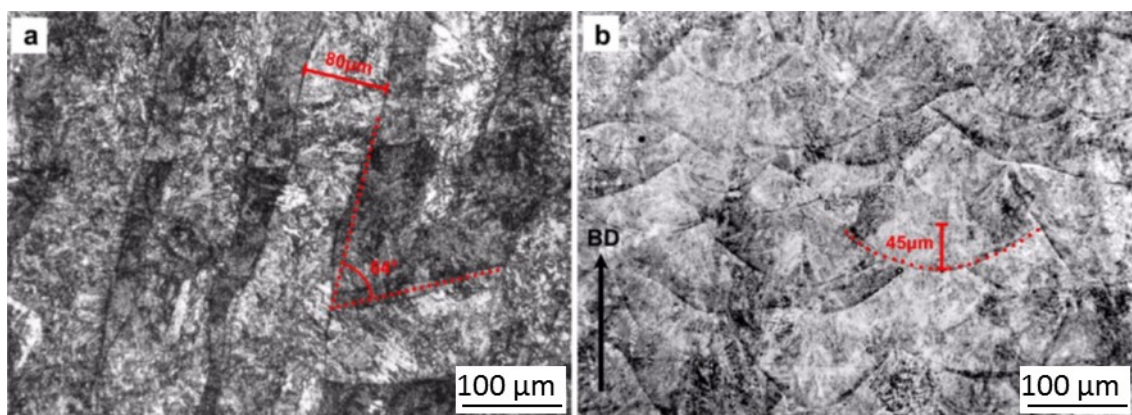
### **Martenzit**

Martenzit vznikající po tavení laserem a následném tuhnutí má laťkovitou morfologii a hustě dislokovanou strukturu. V tomto případě se nejedná o klasický martenzit známý ze systému Fe-Fe<sub>3</sub>C, ale jak bylo psáno dříve o tzv. niklový martenzit. Tato struktura je nositelem pevnosti, a to z důvodu vzniku malých koherentních precipitátů, které při zatížení brání pohybu dislokací. V nevytvrzeném stavu pevnost a tvrdost as-built produktů zaručuje přítomnost molybdenu a také možná přítomnost nanoprecipitátů vzniklých při opakovaném ohřevu a tuhnutí návarů při výrobě [38]. Již po pár minutách precipitačního žhání dochází speciálně u SLM produktů k prudkému nárůstu tvrdosti a pevnosti v důsledku formace dalších precipitátů a počátku růstu precipitátů již přítomných. Precipitace se odehrává přednostně na dislokacích nebo mezi laťkami martenzitu. Přednostně jsou formovány precipitáty  $\eta$ -Ni<sub>3</sub>Ti, z důvodu nejvyššího interakčního potenciálu ze všech přítomných prvků. V průběhu vytvrzování mohou atomy hliníku substituovat atomy titanu za vzniku precipitátů Ni<sub>3</sub>Al. Dále se také formují precipitáty Ni<sub>3</sub>Mo, které vykazují nejvyšší shodu parametrů mřížky (koherenci) s martenzitickou maticí. Při vyšších teplotách a delších časech stárnutí mohou díky rozpouštění výše zmíněných metastabilních precipitátů vznikat rovnovážné hexagonální precipitáty Lavesovy fáze Fe<sub>2</sub>Mo [38]. Dále v závislosti na podmínkách výroby, teploty a délky stárnutí mohou v mikrostruktuře vyskytovat precipitáty NiAl [41, 42], Ni<sub>3</sub>(Ti, Al) [42, 43], Ni<sub>3</sub>(Ti, Mo) [44], Ni(Al, Fe) [45], či (Fe,Ni,Co)<sub>7</sub>Mo<sub>6</sub> ( $\mu$  fáze) [40].

### **3.1.2 Vliv tepelného zpracování na fázové složení mikrostruktury**

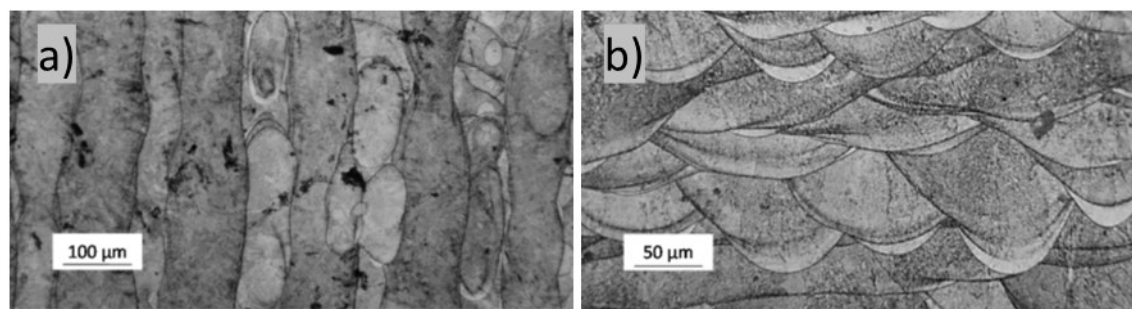
Tabulky 3.1 a 3.2 vytvořené na základě dostupné literatury reprezentují vlivy různých procesních parametrů na fázové složení maraging ocelí. Dále ukazují, jak velkou roli ve fázovém složení mikrostruktury hraje tepelné zpracování. Při výrobě produktu z maraging oceli pomocí SLM procesu je vždy mikrostruktura složena ze dvou fází. První z nich je martenzit s majoritním podílem vznikající díky vysokým rychlostem ochlazování. Druhou je zbytkový austenit, který se vyskytuje v mikrostruktuře z důvodu segregace a heterogenního rozložení legujících prvků a zejména lokálního přesycení niklem, což austenit stabilizuje [2, 39]. Yin *et al.* [39] dokázali pomocí SLM systému EOS M290 vyrobit za použití laseru o výkonu 285 W, vzdálenosti návarů 110  $\mu$ m, rychlostí skenování 960 mm/s, průměru laseru 100  $\mu$ m a tloušťce vrstvy 40  $\mu$ m vzorky z maraging oceli 18Ni300 disponující relativní hustotou  $99,22 \pm 0,32$  % a přítomností pouze 1,6 % zbytkového austenitu v mikrostruktuře. Na obrázku 3.1 je vyobrazena mikrostruktura vzorků v as-built stavu, kde můžeme vidět hranice mezi jednotlivými návary. Nejdříve tuhnou okraje návarů, kde je disipace tepla do okolí vyšší, což způsobuje segregaci prvků a dává tak možnost vidět v leptaném stavu právě zmíněné hranice návarů [2]. Na obrázku 3.1a vidíme šířku návaru a úhel mezi jednotlivými vrstvami, které jsou na sebe postupně natavovány, zatímco na obrázku 3.1b je zřejmá tloušťka

jednotlivých vrstev (45  $\mu\text{m}$ ) [39].



Obr. 3.1: Mikrostruktura řezu 18Ni300 maraging oceli připravené pomocí SLM, zkratka BD znamená směr stavby a) horizontální pohled, b) vertikální pohled, (SM), převzato a upraveno [39]

Casati *et al.* [14] připravili vzorky pomocí SLM systému Renishaw AM250SLM při použití pulsního laseru o výkonu 200 W, vzdálenosti návarů 80  $\mu\text{m}$ , průměru laseru 75  $\mu\text{m}$  a tloušťce vrstvy 40  $\mu\text{m}$ . V tomto případě nebyla použita fixní rychlost skenování, ale definovaná doba, po jakou budou radiaci laseru vystaveny dva body o vzdálenosti 65  $\mu\text{m}$ . Doba byla stanovena na 80  $\mu\text{s}$  a spolu se vzdáleností menší než průměr svazku laseru zaručuje překryv návarů. Zvoleným výchozím materiálem byla stejná maraging ocel jako v práci [39] a také jako v experimentální části této diplomové práce. Tato kombinace přístroje a parametrů vedla k zisku mikrostruktury s 11,38% podílem austenitické fáze. Mikrostruktura v leptaném stavu je vyobrazena na obrázku 3.2 [14].



Obr. 3.2: Mikrostruktura řezu maraging oceli 18Ni300 a) horizontální pohled, b) vertikální pohled, (SM), převzato a upraveno [14]

Tab. 3.1: Fázové složení maraging ocelí vyrobených pomocí SLM v as-bulit stavu

As-built stav	Martenzit $\alpha$ [%]	Zbytkový austenit $\gamma$ [%]	Zdroj
Tan <i>et al.</i> (2017)	89,7	10,3	[38]
Yin <i>et al.</i> (2018)	98,4	1,6	[39]
Casati <i>et al.</i> (2016)	88,62	11,38	[14]
Kempen <i>et al.</i> (2011)	94,2	5,8	[37]



Jak bylo zmíněno výše, při precipitačním vytvrzování dochází k precipitaci koherentních precipitátů o velikosti v řádu desítek nanometrů, které v závislosti na době výdrže na vytvrzovací teplotě rostou. Precipitují primárně na dislokacích uvnitř martenzitické matrice nebo na hranicích jednotlivých lůtek martenzitu, a brání tak pohybu dislokací, což způsobuje zisk pevnosti o hodnotě až dvakrát vyšší, než má produkt v as-built stavu. Precipitáty dále díky jejich tvrdosti zvyšují tvrdost samotného produktu. Nárůst tvrdosti je oproti as-built stavu markantní. *Kempen et al.* [37] dosáhli pomocí precipitačního žihání po dobu 5 h na teplotě 480 °C zvýšení tvrdosti ze 40 HRC na 58 HRC [37].

*Yin et al.* [39] získali pomocí precipitačního vytvrzování as-built vzorku s 1,6 % zbytkového austenitu produkty s vyšším obsahem austenitu. Tento nárůst je spojen se vznikem reverzního austenitu, který je po precipitačním žihání vždy v mikrostruktuře přítomný. Se zvyšující se teplotou a dobou výdrže podíl austenitické rostl až na 65,8 %. Takto vysoké hodnoty bylo dosaženo žiháním po dobu 3 h na teplotě 590 °C, což je teplota příliš vysoká pro žihání maraging oceli (1.2709). Mikrostrukturní stav, do kterého byla ocel převedena, se označuje termínem přestárnutí („over-aging“). Naopak struktura získaná žiháním při teplotě 390 °C a výdrží 3 h se označuje jako nedostatečně vystárnutá („under-aging“), což rezultuje v nedostatečné množství precipitátů, a tedy také zisk nízké tvrdosti a pevnosti, i navzdory tomu, že podíl austenitu v mikrostruktuře je velice malý [39].

*Tan et al.* [38] zařadili před vytvrzovací žihání často používaný meziproces zvaný rozpouštěcí žihání („solution treatment“). Proces žihání probíhá za teplot vyšších, než je teplota  $A_f$ . Při těchto teplotách je tuhý roztok austenitu jedinou existující fází a v jeho matici jsou rozpuštěny a homogenně rozloženy všechny legury [2]. Při následném ochlazení dochází ke vzniku homogenního, přesyceného tuhého roztoku  $\alpha$ -Fe. Jeho mikrostruktura je tvořena pouze jednou fází, a tou je martenzit. Rozpouštěcí žihání umožňuje využít veškerý potenciál legujících prvků [38]. Schéma transformačních křivek je znázorněno na obrázku 2.1. Jak studie ukazuje, rozpouštěcí žihání je často následováno precipitačním vytvrzováním. I takto připravené výrobky však mohou v závislosti na teplotě a době výdrže obsahovat po precipitačním žihání zbytkový a také reverzní austenit. V této práci byly vyrobeny vzorky, které v as-built stavu obsahovaly 10,3 % zbytkového austenitu a po precipitačním žihání celkem 11 % austenitu (zbytkového a reverzního). Pokud však bylo provedeno rozpouštěcí žihání, které as-built vzorky zbavilo přítomnosti zbytkového austenitu, měly vzorky po následném precipitačním vytvrzení v mikrostruktuře pouze 6,5 % austenitu (zbytkového a reverzního) [38]. Práce [2] dokazuje, že při zařazení rozpouštěcího žihání (820 °C, 1 h) do procesu tepelného zpracování s následným precipitačním žiháním na teplotě 460–600 °C a výdrží 0,5–5 h, je možné získat vysoce pevnou maraging ocel s rovnoměrně dispergovanými intermetalickými precipitáty v mikrostruktuře tvořené pouze martenzitem.

Tab. 3.2: Vliv tepelného zpracování na fázové složení maraging oceli

Vytvrzený stav	Martenzit $\alpha$ [%]	Austenit $\gamma$ [%]	Zdroj
<b>Tan et al. (2017)</b>			[38]
490 °C, 6 h	89	11	
ST 840 °C, 1 h+490 °C, 6 h	93,5	6,5	
<b>Yin et al. (2018)</b>			[39]
390 °C, 3 h	98,1	1,9	
490 °C, 1 h	97,1	2,7	
490 °C, 3 h	96,9	3,1	
490 °C, 5 h	90,2	9,8	
490 °C, 7 h	85,6	14,4	
590 °C, 3 h	34,2	65,8	
<b>Casati et al. (2016)</b>			[14]
460 °C, 8 h	88,62	15,55	
490 °C, 4 h	83,88	16,12	
540 °C, 1 h	82,83	17,17	
540 °C, 8 h	78,70	21,30	
600 °C, 10 min	82,85	17,15	
<b>Kempen et al. (2011)</b>			[37]
480 °C, 5 h	90,6	9,4	

### 3.1.3 Mechanické vlastnosti

Produkty vyrobené z maraging oceli pomocí SLM podléhají stejným procesům při výrobě jako každý jiný touto metodou připravený materiál. SLM je specifické zejména vysokou ochlazovací rychlostí taveniny, což může vést ke vzniku nerovnovážných či kvazi-krystalických fází nebo fází s poměrně širokým rozmezím chemického složení [37]. Díky těmto vysokým ochlazovacím rychlostem je možné získat velice jemnozrnnou strukturu, která má společně se specifickým obsahem fází radikální vliv na výsledné mechanické a užité vlastnosti produktů [46].

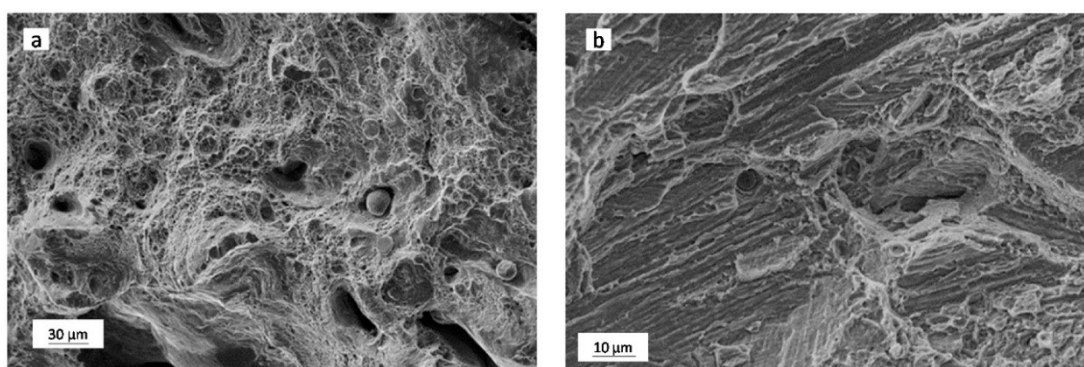
Nejdůležitějšími vlastnostmi materiálů připravených pomocí SLM jsou relativní hustota, tvrdost, pevnost v tahu a tažnost. Na základě měření těchto vlastností se optimalizují procesní parametry nebo pouze kontrolují výsledné produkty. Při hodnocení vlastností maraging oceli je nutné brát zřetel na jejich precipitační vytvrditelnost. Měření a hodnocení mechanických a užitných vlastností je prováděno ve stavu as-built, a také ve stavu po vytvrzovacím nebo pouze rozpouštěcím žihání.

Casati et al. [14] ve své práci dále zkoumali závislost mezi precipitačním vytvrzováním a jeho podmínkami a mechanickými vlastnostmi takto připravených vzorků z maraging oceli (1.2709). Mechanické vlastnosti jsou uvedeny v tabulce 3.3. Tahové zkoušky byly prováděny za pokojové teploty a jejich výsledky ukazují, že po precipitačním vytvrzování do stavu s nejvyšší tvrdostí („peak-aged“) dochází k téměř dvojnásobnému nárůstu pevnosti na mezi kluzu a také na mezi pevnosti. Cenou za získání takto vysokých mechanických vlastností je pokles tažnosti ( $A_t$ ) z 6,14 %, na hodnotu v rozmezí 1,20 až 2,07 %.

Tab. 3.3: Mechanické vlastnosti maraging oceli v as-built stavu a po precipitačním vytvrzování.  
Data převzata z [14]

Stav	Mez kluzu [MPa]	Mez pevnosti [MPa]	A <sub>t</sub> [%]	Tvrдость [HRC]
As-built	914,9	1187,6	6,14	38
460 °C, 8 h	1956,8	2017,1	1,51	57
490 °C, 4 h	1793,3	1814,6	1,20	56
540 °C, 1 h	1870,3	1956,9	2,07	54
600 °C, 10 min	1557,2	1659,1	1,60	51

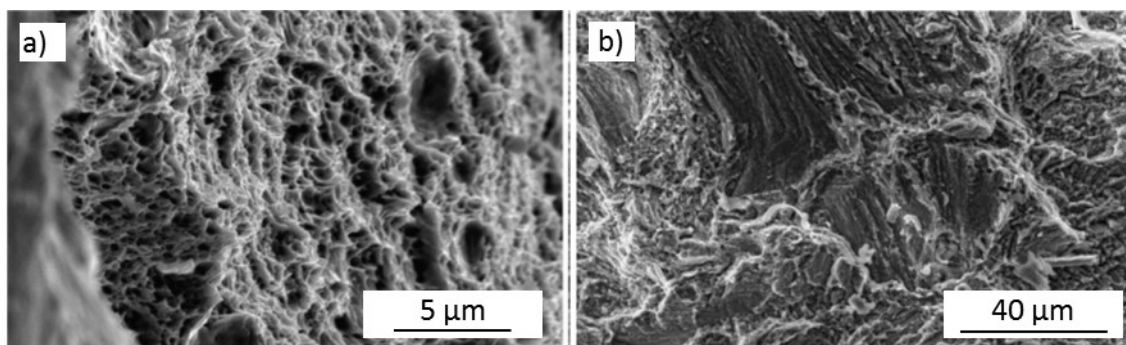
Fraktografie lomových ploch zkušebních těles po tahové zkoušce odhalila dva druhy mechanismů porušení. Vzorky v as-built stavu se vyznačují prvky tvárného porušení. Na obrázku číslo 3.3a jsou vidět větší a menší jamky, které nukleovaly a rostly a následně docházelo k jejich propojování. Nukleace jamek zřejmě začínala na již existujících defektech jako například neroztavené částice prášku nebo dutiny a póry vzniklé nedokonalým spojením jednotlivých návarů nebo vrstev mezi sebou. Porušování vzorků ve vytvrzeném stavu počíná na stejných již existujících defektech jako u vzorků v as-built stavu. Mechanismus se však liší. Vzorky obsahují jak charakteristiky tvárného, tak i štěpného lomu. Na obrázku číslo 3.3b jsou viditelné štěpné fazety, ale zároveň i oblasti s jamkami. Z tohoto důvodu bylo rozhodnuto, že se u takto vyrobených vzorků jedná o kvazi-štěpný lom [14].



Obr. 3.3: Lomové plochy maraging oceli 18Ni300 a) as-built stav, b) stav po vytvrzení při 460 °C a výdrž 8 h [14]

Kempen *et al.* [37] zaznamenali na vzorcích z maraging oceli ještě radikálnější snížení tažnosti ( $A_t$ ) po tepelném zpracování než předchozí studie [14]. Precipitační vytvrzování bylo v tomto případě provedeno při teplotě 480 °C a výdrž 5 h. Jejich as-built vzorky disponovali menším množstvím přítomného zbytkového austenitu, a tudíž vyšší pevností a tvrdostí než as-built vzorky ve studii [14]. Mez kluzu byla při tahových zkouškách za pokojové teploty stanovena na 1214 MPa, mez pevnosti na 1290 MPa a tažnost na 13,3 %. Naměřená tvrdost měla hodnotu 39,9 HRC před a 58 HRC po precipitačním žíhání. Díky precipitačnímu žíhání se mez kluzu zvýšila na hodnotu 1998 MPa a mez pevnosti o 72 %, na hodnotu 2217 MPa. Cenou za nárůst těchto vlastností je radikální pokles tažnosti, a to o téměř 88 %, na hodnotu 1,6 % ( $A_t$ ). Tahová zkouška také odhalila nárůst modulu pružnosti, a to z hodnoty 163 GPa na hodnotu 189 GPa.

Fraktografická analýza vzorků porušených při tahové zkoušce opět ukázala odlišné chování vzorků ve vytvrzeném stavu. Zatímco as-built vzorky dosahují meze pevnosti až po poměrně velké plastické deformaci a mechanismus porušení je transkrystalický tvárný (obr. 3.4a), tak vzorky po precipitačním žíhání dosahují mnohem vyšší meze pevnosti, ale při mnohem nižší plastické deformaci. Mechanismem porušování vytvrzených vzorků je kombinace tvárného a štěpného lomu (obr. 3.4b).



*Obr. 3.4: Lomové plochy maraging oceli 18Ni300 a) as-built stav, b) stav po vytvrzení při 480 °C a výdrži 5 h, převzato a upraveno [37]*

## 4 ROZŠÍŘENÉ CÍLE PRÁCE

V rámci diplomové práce bude hodnocen vliv procesních parametrů a následného tepelného zpracování na vlastnosti vysokopevných ocelí typu X3NiCoMoTi18-9-5 (dle DIN). Celkem budou hodnoceny 3 skupiny materiálů a parciálními cíli práce bude:

- Provedení mikrostrukturní analýzy vč. určení porozity a určení lokálních mechanických charakteristik,
- určení mechanických charakteristik zkouškou tahem za pokojové teploty,
- na vzorcích porušených zkouškou tahem provést fraktografickou analýzu pro určení mechanismu porušování s definováním případného vlivu nehomogenit struktury na mechanické vlastnosti,
- získané výsledky srovnat s dostupnými literárními údaji.

## 5 EXPERIMENTÁLNÍ ČÁST

Experimentální část této diplomové práce je zaměřena na určení vlastností maraging oceli (1.2709) připravené pomocí technologie SLM (různé parametry staveb). Porovnávány byly také stavy s různým tepelným zpracováním po SLM procesu, tzv. post-processing. V rámci hodnocení byla provedena metalografická analýza, měření tvrdosti s nízkým zatížením, tahová zkouška za pokojové teploty a fraktografická analýza.

### 5.1 Experimentální zařízení

Vzorky pro účely této diplomové práce byly vyrobeny na dvou SLM zařízeních různých výrobců (dále označovány jako Z10 a Z20). Pro každé zařízení byl použit specifický prášek doporučený výrobcem zařízení připravovaný pomocí atomizace v plynné fázi, jehož chemické složení odpovídá standardu DIN EN 3529 (X3NiCoMoTi, 1.2709). Každá ze tří sad hodnocených vzorků byla připravena za použití jiných parametrů stavby nebo tepelného zpracování. K tepelnému zpracování (rozpuštěcí žhání, precipitační vytvrzování) sloužila pec firmy LAC s.r.o. typu LH 30/13. Metalografické výbrusy byly připravovány na zařízení Struers Pedemin. Fotografie pro hodnocení porozity vzorků byly pořízeny na světelném mikroskopu Zeiss Axio Observer Z1m a porozita samotná byla vyhodnocována pomocí softwaru pro obrazovou analýzu ImageJ. Mikrostruktura v leptaném stavu byla dokumentována na světelném mikroskopu Olympus GX51. Tvrdost s nízkým zatížením HV 0,3 byla měřena na mikrotvrdoměru LECO LM 274 AT a tahová zkouška byla provedena na zařízení Zwick Roell Z250 v souladu s ČSN EN ISO 6892-1. Vzorky pro tahovou zkoušku byly vyrobeny dle DIN 50125 o rozměrech měrné části  $8 \times 40 \text{ mm}$  ( $d_0 \times L_0$ ). Fraktografická analýza vzorků po tahové zkoušce byla prováděna pomocí rastrovacích elektronových mikroskopů Zeiss Ultra Plus a Philips XL-30.

Mikrostruktura byla dokumentována při různých celkových zvětšeních  $50\times$ ,  $100\times$ ,  $200\times$ ,  $500\times$  a  $1000\times$ (SM). Mikrostruktura byla analyzována v příčném směru (vztaheno k ose tahového vzorku), tedy v rovině Y-Z, standardních koordinát SLM procesu (rovina X-Y je rovinou stavěcí desky a směr Z je normálou ke stavěcí desce = směr stavby).

#### 5.1.1 Charakteristika SLM zařízení

Technické parametry SLM zařízení, Z10 a Z20, na kterých byly připravovány vzorky pro účely této diplomové práce reprezentuje tabulka 5.1. Hodnota výkonu laseru uvedená v tabulce je maximální, ale je možné ji pro různé materiály a výrobky modifikovat. Průměr svazku laseru lze modifikovat u obou zařízení. V této diplomové práci byly při výrobě vzorků použity lasery s výkonem v rozmezí 180–400 W při konstantní tloušťce vrstvy  $40 \mu\text{m}$ . Vzdálenost návarů se u jednotlivých sad vzorků pohybovala v rozmezí 0,07–0,11 mm a rychlost skenování v rozmezí 800–1600 mm/s. Všechny vzorky označené jako „V“ v kombinaci s lichým číslem (např. V1, V33) byly vyrobeny na zařízení Z10, zatímco vzorky označené číslem sudým (např. V2, V8) byly vyrobeny na zařízení Z20.

Tab. 5.1: Technické parametry použitých SLM zařízení

SLM zařízení	Z10	Z20
Výkon laseru [W]	400	500
Vlnová délka laseru [λ]	1070	1070
Průměr paprsku laseru [μm]	80	70–80
Tloušťka vrstev [μm]	20–80	10–100

## 5.2 Vstupní materiál

Jako vstupní materiál pro výrobu všech vzorků byly použity dva prášky s chemickým složením odpovídajícím standardu DIN X3NiCoMoTi 18-9-5 (1.2709). Prášek s označením P1 byl použit na zařízení Z10 a prášek označený jako P2 byl použit na zařízení Z20. Chemické složení prášků reprezentuje tabulka 5.2.

Tab. 5.2: Chemické složení výchozích prášků

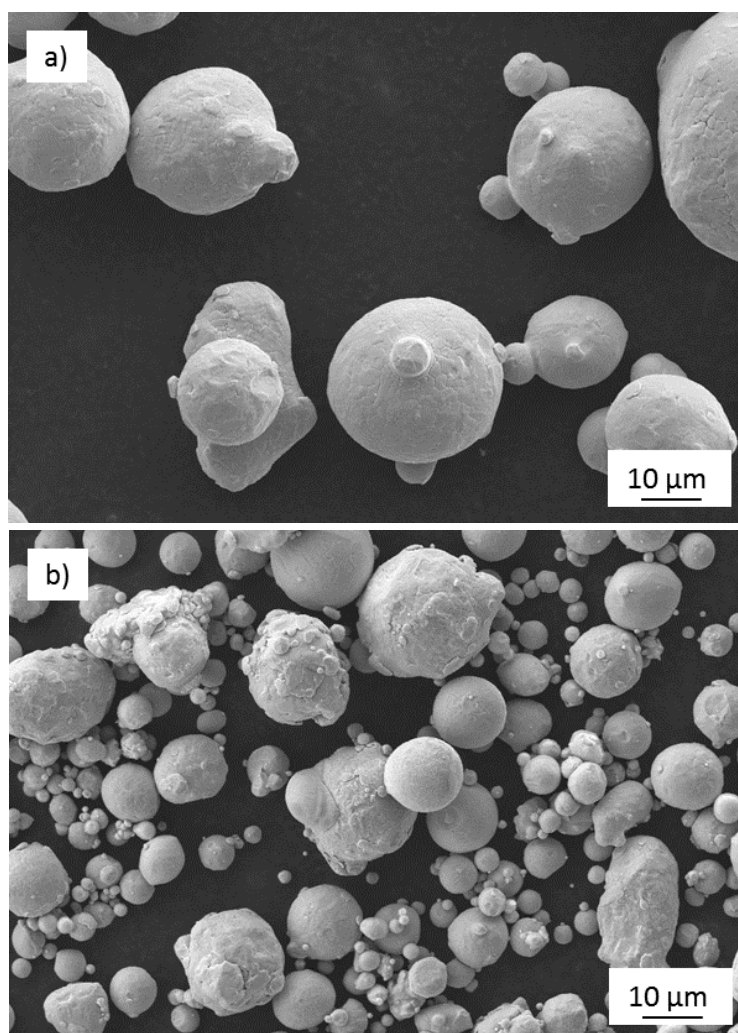
Složení [hm. %]	P1	P2
Ni	17,0–19,0	17,0–19,0
Co	8,5–10	9,0–11,0
Mo	4,5–5,2	4,0–6,0
Ti	0,8–1,2	0,9–1,1
Si	<0,1	<1
C	<0,03	<0,03
Cr	<0,25	-
Mn	<0,15	<1
P, S	<0,01	-
Fe	Bal.	Bal.

Použité vstupní prášky byly dodány jednotlivými výrobci zařízení. Zásadní rozdíl mezi nimi je v distribuci částic. Analýza distribuce velikosti částic (analyzátor Horiba LA-950) byla provedena v panenském stavu, a následně i ve stavu po přesívání, které standardně probíhá před výrobním procesem. Tato analýza byla provedena pro účely práce [47] a její výsledky jsou shrnuty v tabulce 5.3.

Tab. 5.3: Analýza distribuce velikosti částic výchozích prášků maraging oceli [47]

Velikost částic [ $\mu\text{m}$ ]	P1		P2	
	Nový	Přesévaný	Nový	Přesévaný
Medián	29,498	27,430	10,438	7,383
Sm. Odch.	8,657	7,689	3,595	0,712
Modus	28,057	17,602	10,782	7,317
d <sub>10</sub>	19,470	18,422	6,150	6,394
d <sub>50</sub>	28,402	26,453	10,031	7,326
d <sub>90</sub>	41,047	37,751	15,193	8,476

Zatímco prášek P1 má širší distribuci velikosti částic se střední hodnotou v přesívaném stavu 27,43  $\mu\text{m}$  a byl by vhodný pro výrobu součástí s tloušťkou vrstvy 40  $\mu\text{m}$ , prášek P2 má distribuci velikosti částic velice úzkou a střední hodnota velikosti částic v přesívaném stavu činí 7,383  $\mu\text{m}$ . Prášek P2 by byl vhodný i pro výrobu součástí s menší tloušťkou vrstvy. Morfologie vstupních prášků je zachycena na obrázku 5.1.



Obr. 5.1: Morfologie vstupních prášků a) prášek P1, b) prášek P2, (SEM)



## 5.3 Sada I

Sada I byla vyrobena na obou SLM zařízeních z příslušných vstupních prášků a dále analyzována pouze ve stavu po rozpouštěcím žihání. Analýza spočívala v měření porozity, hodnocení mikrostruktury v leptaném stavu, určování mechanických vlastností, tvrdosti a identifikaci mechanismů porušení při tahové zkoušce. Sada I se skládá ze šesti vzorků, na kterých byla prováděna tahová zkouška. Vzorky dále označovány jako V1 a V2 vyrobené na zařízeních Z10 a Z20 byly vybrány jako reprezentativní, a právě na nich byly provedeny všechny další výše zmíněné analýzy.

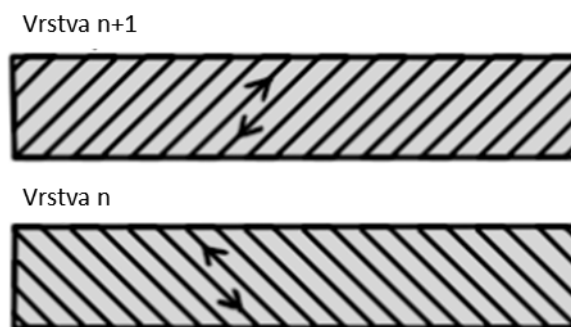
### 5.3.1 Parametry stavby

Procesní parametry byly odlišné v závislosti na použitém SLM zařízení. Jejich výčet je v tabulce 5.4. Volba procesních parametrů a skenovací strategie byla optimalizována na základě zkušenosti s výrobou malorozměrových vzorků.

Tab. 5.4: Procesní parametry pro sadu I a II

Procesní parametry	Z10	Z20
Výkon laseru [W]	180	220
Rychlost skenování [mm/s]	800	1200
Vzdálenost návarů [mm]	0,105	0,07
Hustota energie [J/mm <sup>3</sup> ]	53,57	65,47

Jako strategie skenování byl zvolen typ kontinuální trajektorie s rotací jednotlivých vrstev o 90°. Na obrázku 5.2 je zobrazeno schéma strategie skenování, kde je možné vidět, že sousední návary měly vždy opačný směrový vektor. Strategie skenování byla na obou zařízeních stejná, lišila se pouze vzdálenost návarů (viz tab. 5.4).



Obr. 5.2: Kontinuální alternující strategie skenování zvolená pro sadu I [47]

Na zařízení Z10 byla úroveň přítomného kyslíku při výrobním procesu držena pod 1 %, zatímco na zařízení Z20 byla jeho úroveň držena okolo 0,1 %. Ani na jednom zařízení nebyla při výrobě použita možnost předehřevu stavěcí desky.

### 5.3.2 Tepelné zpracování

Tepelné zpracování pro tuto sadu vzorků spočívalo pouze v rozpouštěcím žihání. To mělo za následek vznik 100% martenzitické struktury bez přítomnosti zbytkového austenitu.

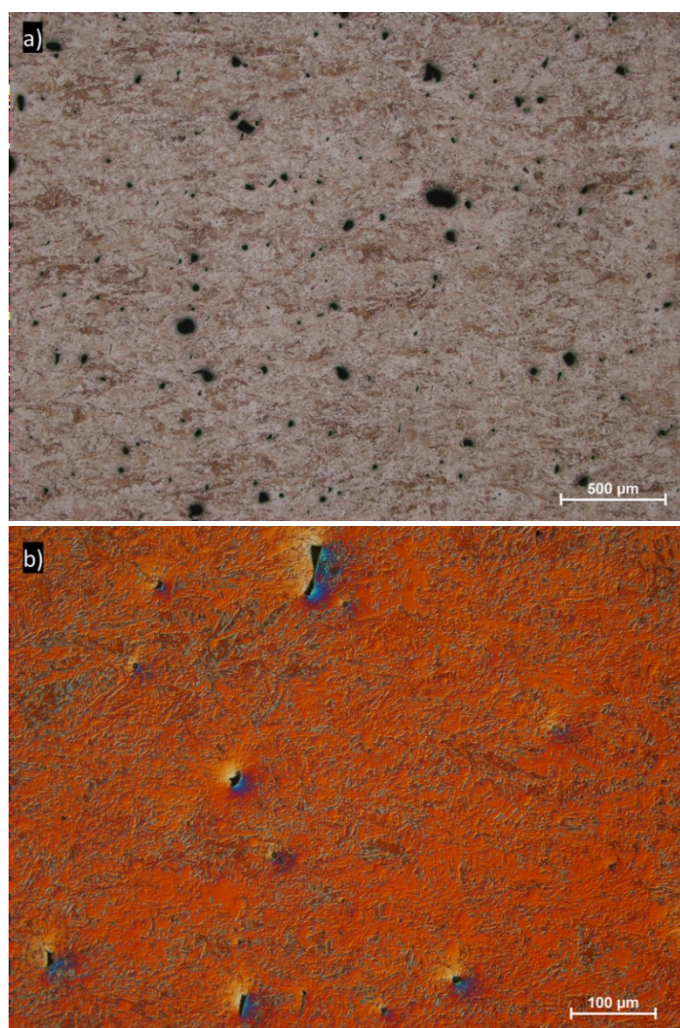
Mechanické vlastnosti však nedosahují hodnot srovnatelných se sadou II (viz další kapitoly), jelikož nebylo provedeno precipitační vytvrzování. Z tohoto důvodu však sada I vykazuje vyšší tažnost a kontrakci.

Rozpouštěcí žíhání spočívalo v 5 hodin trvajícím ohřevu na teplotu 830 °C. Poté následovala 30minutová výdrž a postupné ochlazení v peci až na 300 °C. Ochlazení na pokojovou teplotu bylo dosaženo otevřením pece při 300 °C a dochlazením na klidném vzduchu.

### 5.3.3 Metalografická analýza

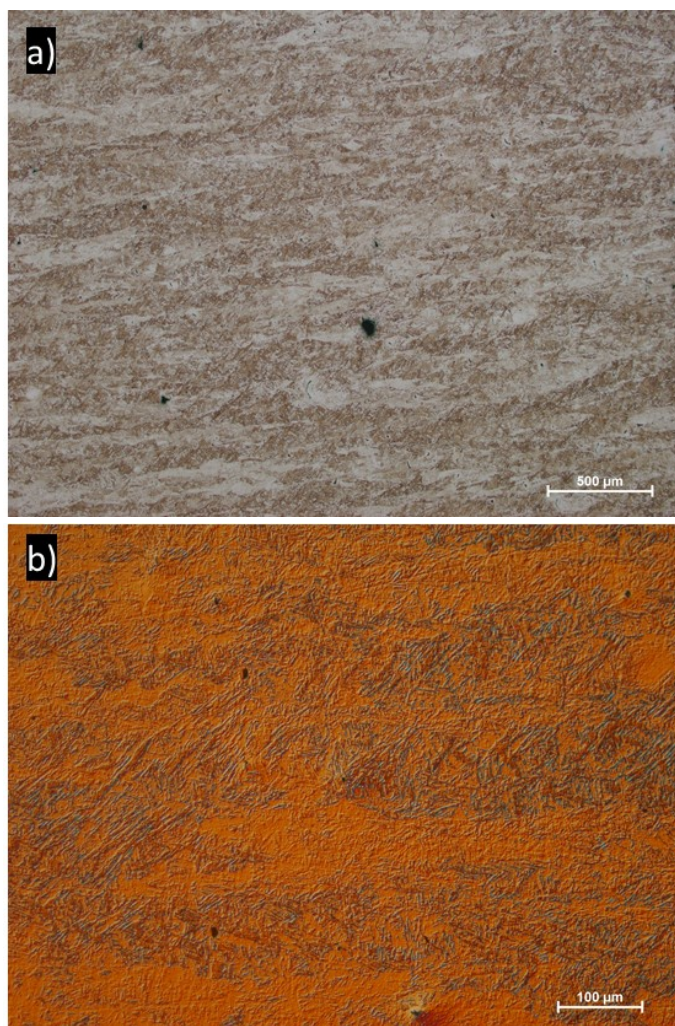
#### a) Mikrostruktura v leptaném stavu

Mikrostruktura vzorků byla hodnocena v leptaném stavu při použití leptadla Marble. Na obrázku 5.3a je viditelná mikrostruktura vzorku V1 po rozpouštěcím žíhání ve světlém poli a na obrázku 5.3b při použití Nomarského kontrastu. Mikrostruktura je tvořena jehlicemi martenzitu patrnými na obrázku 5.3b. Trhliny v mikrostruktuře nebyly nalezeny, je však vidět velké množství pórů různého tvaru a velikosti. SLM buňky typické pro materiály zpracovávané SLM technologií nebyly na těchto snímcích pozorovány.



Obr. 5.3: Mikrostruktura vzorku V1 v leptaném stavu a) světlé pole, b) Nomarského kontrast

Na obrázku 5.4a je pozorovatelná mikrostruktura vzorku V2 ve světlém poli a na obrázku 5.4b při použití Nomarského kontrastu. I v tomto případě je mikrostruktura vzorku V2 po rozpouštěcím žíhání tvořena jehlicemi martenzitu. Trhliny ve struktuře nebyly na rozdíl od pórů identifikovány.



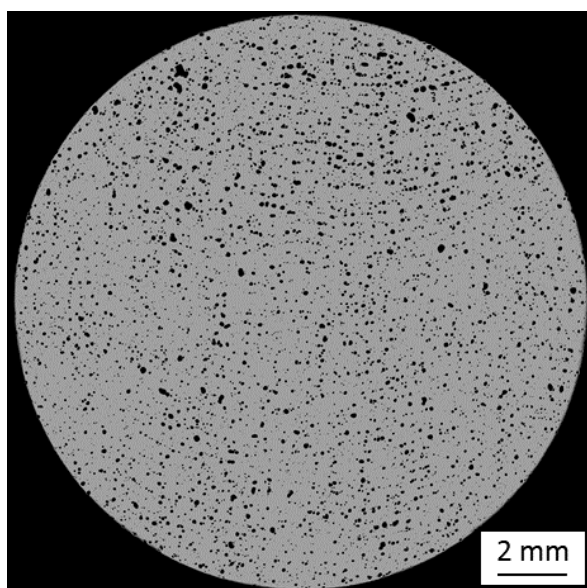
*Obr. 5.4: Mikrostruktura vzorku V2 v leptaném stavu a) světlé pole, b) Nomarského kontrast*

## **b) Porozita**

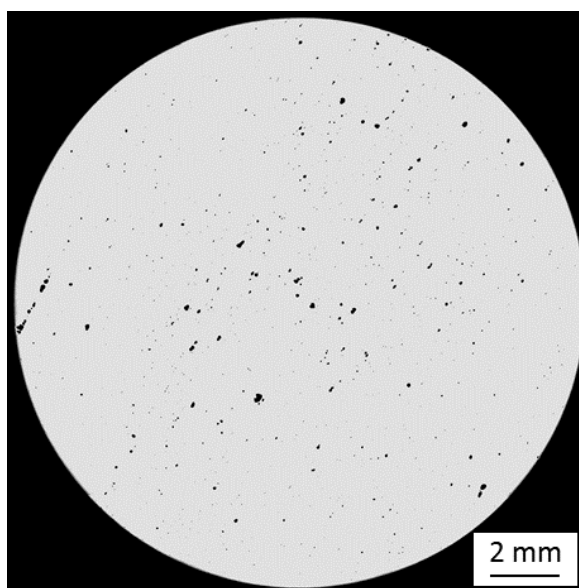
Vzorek V1, který byl vyroben na zařízení Z10 vykazoval nejvyšší naměřenou porozitu ze všech zkoumaných vzorků, a to 8,59 %. Fotografii vzorku pořízenou na světelném mikroskopu reprezentuje obrázek 5.5. Na něm lze pozorovat velké množství pravidelně rozprostřených dutin různých tvarů. Vznik těchto dutin lze spojovat s použitými procesními parametry a vyšší úrovní kyslíku ve stavěcí komoře než v případě vzorku V2 připraveného na zařízení Z20.

Na vzorku V2 (obr. 5.6) byla naměřena porozita pouze 0,68 %. Tento řádový rozdíl je s největší pravděpodobností způsoben zmenšením vzdálenosti návarů z 0,105 mm na 0,07 mm, což vedlo ke zvýšení energie předané materiálu a vyšší homogenitě materiálu. Na zařízení Z20 bylo také možné lépe kontrolovat množství přítomného kyslíku a držet ji pod úrovní 0,1 %, což je 10krát méně než na zařízení Z10. Oba tyto aspekty měly pravděpodobně vliv na zvýšení relativní hustoty vzorku. Vady pozorovatelné na obou vzorcích jsou stejného

charakteru a lze předpokládat, že jde o tzv. procesem indukovanou porozitu.



Obr. 5.5: Porozita vzorku V1



Obr. 5.6: Porozita vzorku V2

### 5.3.4 Mechanické vlastnosti

#### a) Tvrdost

Tvrdost byla na této, stejně jako na všech ostatních sadách vzorků, měřena se zatížením 300 g (tvrdost s nízkým zatížením HV 0,3). Hodnoty tvrdosti obou vzorků se výrazně neliší (tab. 5.5). Na vzorku V1 byla naměřena tvrdost  $365 \pm 6,2$  HV 0,3 a na vzorku V2  $386 \pm 1,9$  HV 0,3. Hodnota tvrdosti vzorku V1 po převodu do stupnice HRC přibližně odpovídá 37 HRC a vzorek V2 hodnotě 39 HRC, což je na maraging ocel ve stavu po rozpouštěcím žíhání poměrně vysoká hodnota.

Tab. 5.5: Tvrdost vzorků V1 a V2

Vzorek	V1	V2
Vtisk 1	373	387
Vtisk 2	364	387
Vtisk 3	358	383
Stř. hod. $\pm \sigma$	$365 \pm 6,2$	$386 \pm 1,9$
HRC	37	39

#### b) Zkouška tahem

Pro určení mechanických vlastností byla provedena zkouška tahem za pokojové teploty. Výsledky pro sadu I jsou spolu s průměry a směrodatnými odchylkami uvedeny v tabulce 5.6. Protokol z tahové zkoušky je dostupný jako příloha 1.



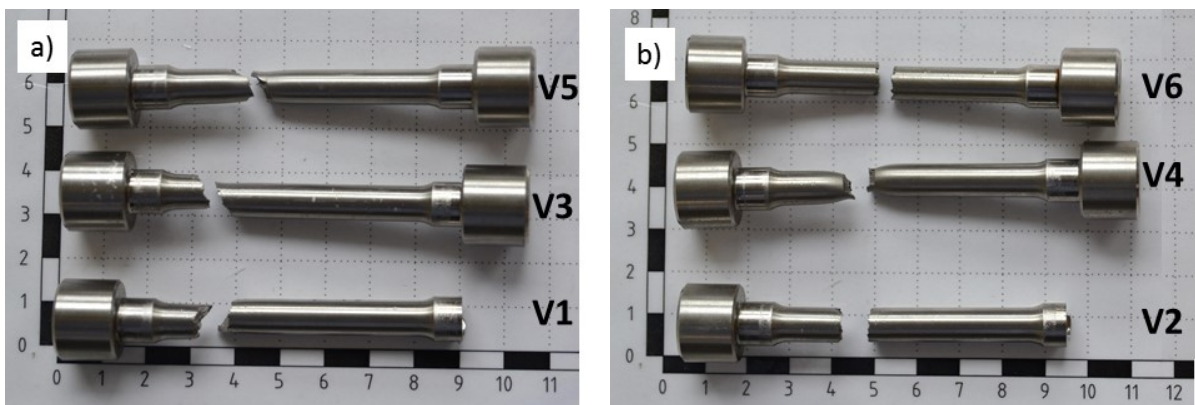
Tab. 5.6: Výsledky tahové zkoušky vzorků sady I.

Zařízení	Vzorek	E [GPa]	R <sub>p0,2</sub> [MPa]	R <sub>m</sub> [MPa]	A <sub>5,65</sub> [%]	Z [%]
Z10	V1	138	793	1100	4,4	14,5
	V3	169	770	1130	11,0	44,4
	V5	149	837	1120	5,4	27,4
Stř. hod. ± σ		152 ± 12,8	800 ± 27,8	1117 ± 12,5	6,9 ± 2,9	28,8 ± 12,2
Z20	V2	171	786	1100	2,2	4,7
	V4	180	847	1210	12,6	43,1
	V6	190	831	1210	13,0	44,2
Stř. hod. ± σ		180 ± 7,8	821 ± 25,8	1173 ± 51,9	9,3 ± 5,0	30,7 ± 18,4

Vzorky V1 a V5 sice dosahují meze pevnosti přesahující 1100 MPa, ale jejich tažnost a prodloužení dosahují poměrně nízkých hodnot. Stejná skutečnost nastala i u vzorku V2. Jak je vidět v tabulce 5.6, hodnoty všech jednotlivých průměrných materiálových charakteristik získaných ze zkoušky tahem jsou vyšší v případě vzorků vyrobených na zařízení Z20. Při tahové zkoušce bylo zjištěno poměrně široké rozmezí hodnot Youngova modulu pružnosti pohybující se v intervalu 138 až 190 GPa, přičemž maximální hodnota Youngova modulu pružnosti pro vzorky vyrobené na zařízení Z10 byla 169 GPa (V3) a pro vzorky vyrobené na zařízení Z20, 190 GPa (V6). V tomto případě se podařilo změřit smluvní mez kluzu na všech vzorcích sady I, a ta pohybuje v rozmezí 770 až 847 MPa, zatímco mez pevnosti se pohybuje v rozmezí 1100 až 1210 MPa. Nejvyšší mechanické vlastnosti, s výjimkou smluvní meze kluzu a kontrakce, vykazuje vzorek V6, jehož Youngův modul pružnosti (190 GPa). Spolu se vzorkem V4 vyrobeným také na zařízení Z20 dosahují nejvyšší mezí pevnosti, a to 1210 MPa. Vzorky vyrobené na zařízení Z10 vykazují nižší střední hodnoty ve srovnání se vzorky vyrobenými na zařízení Z20.

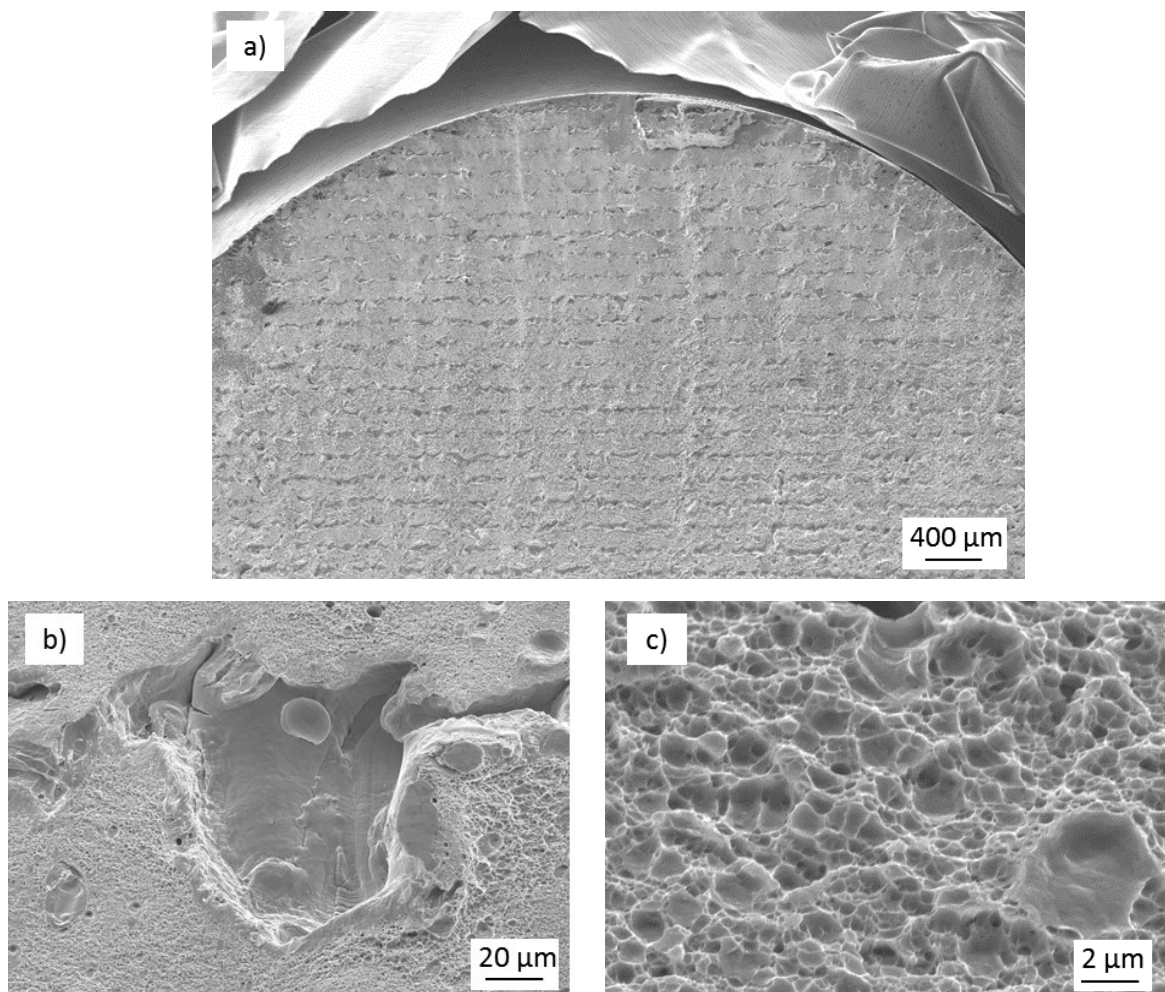
### c) Fraktografie

Po tahové zkoušce byly lomové plochy porušených vzorků podrobeny fraktografické analýze. Všechny vzorky byly porušeny v oblasti měrné délky. Hlavy tahových vzorků V1 a V2 byly použity pro účely metalografické analýzy. Na obrázku 5.7a je na všech vzorcích (V1, V3, V5) pozorovatelné, že lomové plochy vzorků svírají s osou tahových vzorků úhel 45°. Vzhled tahových vzorků V2, V4 a V6 byl odlišný od vzorků vyrobených na zařízení Z10. Na obrázku 5.7b je na vzorku V4, jako jediném vzorku této sady, pozorovatelná výrazná kontrakce a tvorba krčku. Při srovnání všech vzorků vyrobených na zařízení Z20 je patrné, že vzorek V2 dosáhl před porušením nejmenšího prodloužení.



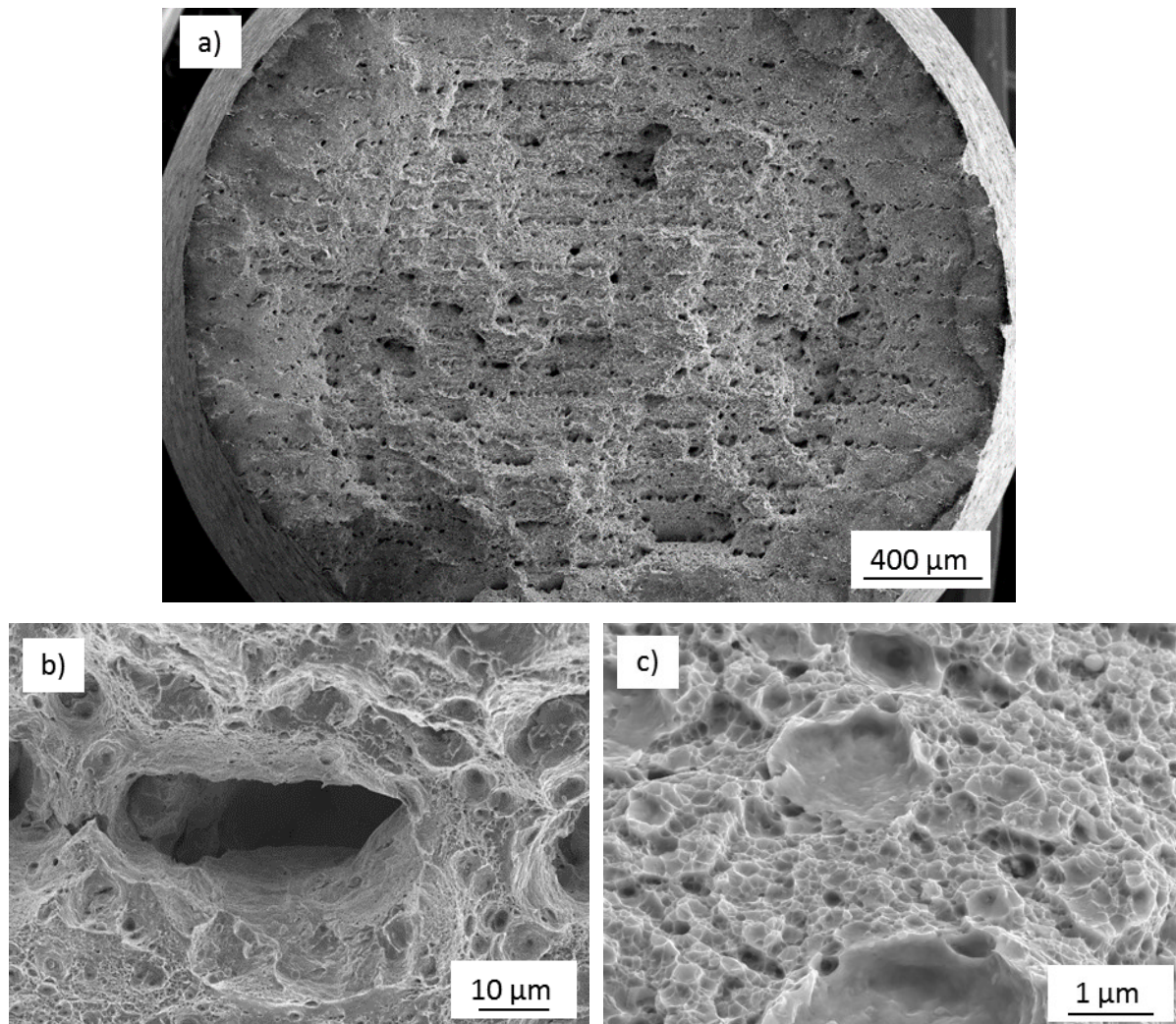
Obr. 5.7: Tahové vzorky sady II po provedené zkoušce tahem a) vzorky vyrobené na zařízení Z10, b) vzorky vyrobené na zařízení Z20

Na obr. 5.8 až 5.11 jsou vyobrazeny lomové plochy vzorků sady I, kde k porušení došlo tvárným mechanismem. Na přehledovém obrázku 5.8a je zobrazena lomová plocha vzorku V1. Na ní jsou pozorovatelné pravidelně opakující se řady dutin. Na obrázku 5.8b je detail dutiny o velikosti několika desítek  $\mu\text{m}$  a přítomnou částicí neroztaveného prášku. Obrázek 5.8c přibližuje jemnou jamkovou morfologii lomové plochy charakteristickou pro tvárný mechanismus porušení.



Obr. 5.8: Lomová plocha vzorku V1 a) přehledové foto, b) detail dutiny, c) jemná jamková morfologie

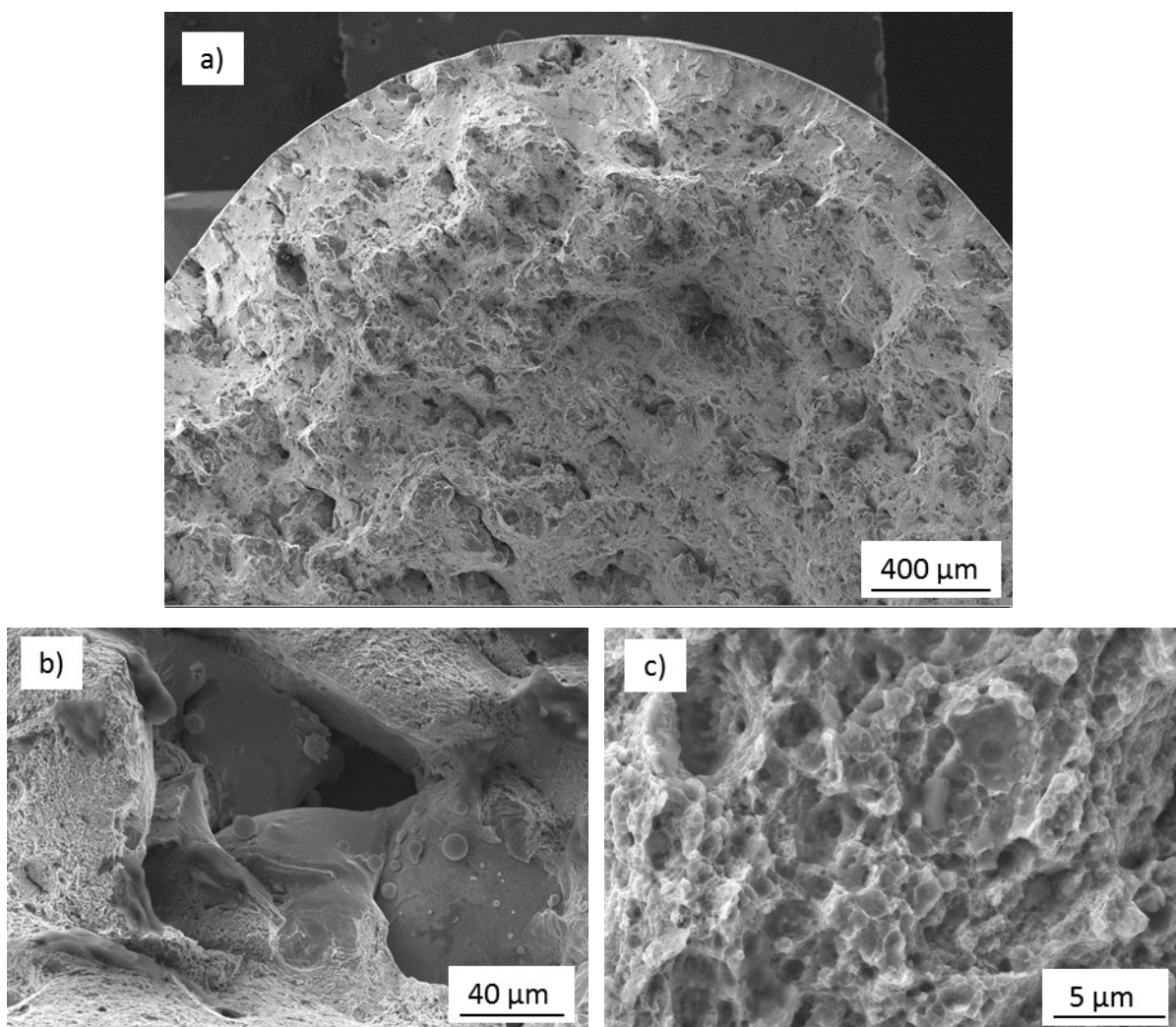
Lomová plocha vzorku V3 (obr. 5.9) je odlišná ve srovnání s předešlým vzorkem V1 (obr. 5.8). Na lomové ploše vzorku V3 je opět pozorovatelné velké množství dutin o rozměru několika desítek  $\mu\text{m}$ . Jedná se o dutiny s přítomností neroztaveného prášku základního materiálu (obr. 5.9b), dále jsou patrné dutiny menších rozměrů a tvárné porušení nízkoeenergetického charakteru (obr. 5.9c).



*Obr. 5.9: Lomová plocha vzorku V3 a) přehledové foto, b) detail dutiny, c) jemná jamková morfologie*

Vzorek V2 dosahoval nejnižší kontrakce i tažnosti ze všech vzorků vyrobených na zařízení Z20. Na obrázku 5.10 je vyobrazen detail lomové plochy tohoto vzorku. Přes nízkou celkovou porozitu (0,68 %) se jednalo o póry obsahující neroztavené částice prášku (5.10b,c) ve srovnání se vzorkem V6 (5.11) u něhož bylo dosaženo o řád vyšší tažnosti.

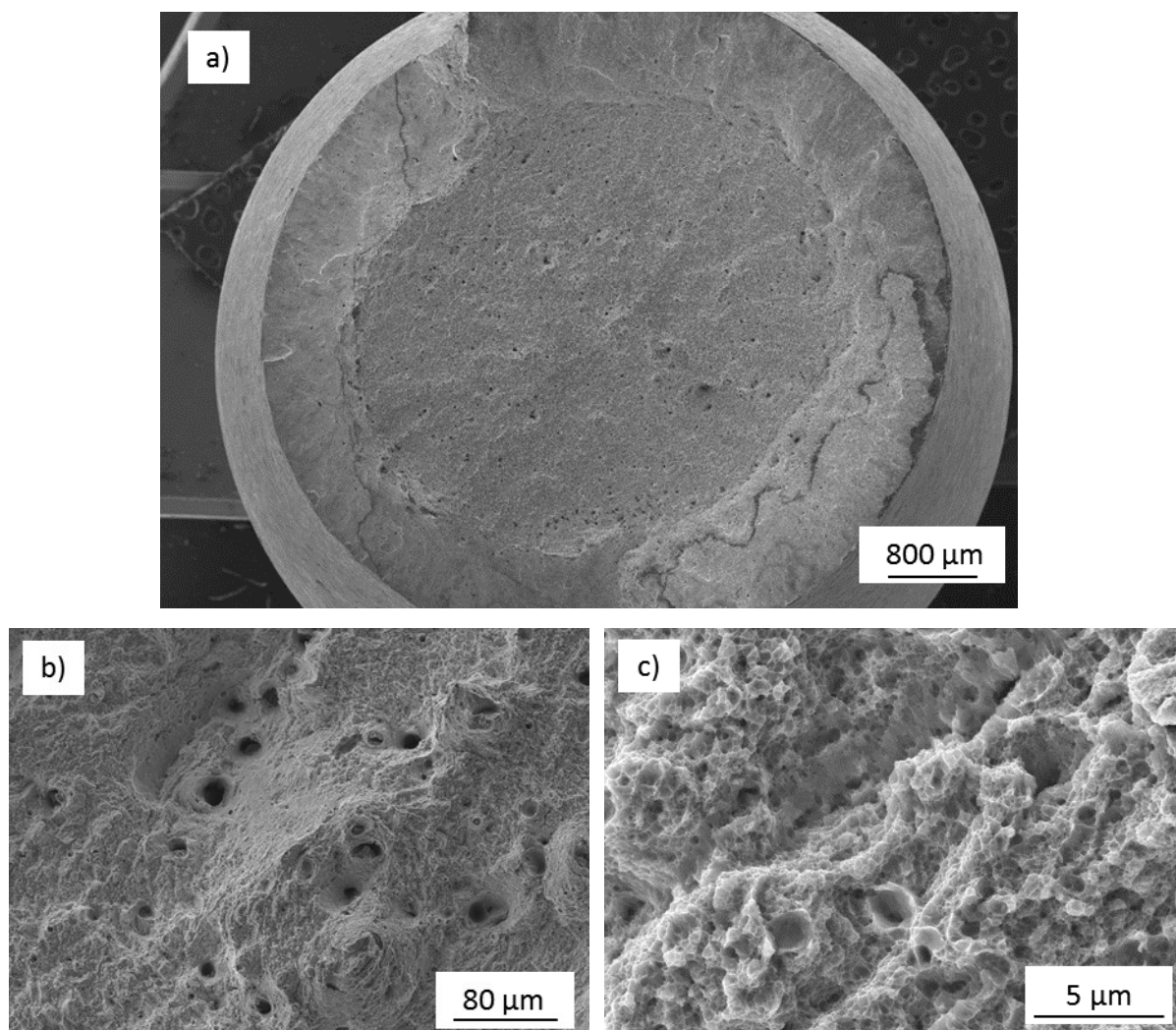




*Obr. 5.10: Lomová plocha vzorku V2 a) přehledové foto, b) detail dutiny, c) jemná jamková morfologie*

Lomová plocha vzorku V6 (obr. 5.11) vykazuje nejmenší množství defektů z celé sady vzorků. Přítomné dutiny jsou převážně kruhového tvaru o rozměrech několika desítek  $\mu\text{m}$  (obr. 5.11b). V některých dutinách byly nalezeny částice neroztaveného kovového prášku. Velké dutiny nalezeny nebyly. Porušení mělo opět nízkoenergetický tvárný charakter (obr. 5.11c).





*Obr. 5.11: Lomová plocha vzorku V6 a) přehledové foto, b) defekty na lomové ploše, c) jemná jamková morfologie*

Sada I byla podrobena pouze rozpouštěcímu žíhání. Proto jsou mechanické vlastnosti nízké s ohledem na potenciál maraging ocelí. Bilety připravené na zařízení Z10 (liché) byly vyrobeny s vyšší vzdáleností návarů a nižší hustotou energie než bilety vyrobené na zařízení Z20. Vyšší vzdálenost návarů a nižší hustota energie měly spolu s neoptimalizovanou strategií skenování pravděpodobně negativní vliv na výskyt dutin a rozptyl výsledků zjištěných zkouškou tahem.

## 5.4 Sada II

Vzorky této sady jsou značeny jako V7 až V12. Sada II byla vyrobena ze stejných vstupních prášků a na stejných zařízeních jako sada I. Odlišné byly však skenovací strategie pro vzorky označené lichými čísly (zařízení Z10). Rozpouštěcí žíhání bylo provedeno na vyšší teplotě než sada I a následovalo jej precipitační vytvrzování s cílem získat co nejvyšší mechanické vlastnosti. Vybrané reprezentativní vzorky jsou označeny jako V7 a V8.

### 5.4.1 Parametry stavby

Pro výrobu vzorků sady II byly použity stejné procesní parametry jako v případě sady I (viz tab. 5.4). Vzorky V7, V9 a V11 vyrobené na zařízení Z10 se liší strategií skenování. Oproti původní kontinuální alternující strategii byla v tomto případě zvolena strategie ostrůvků („islands“). Ostrůvky o rozměrech  $5 \times 5$  mm byly skenovány v rámci vrstvy, v náhodném pořadí se záměrem snížení zbytkových napětí v připravovaném biletu. Strategie skenování vzorků V8, V10 a V12 vyrobené na zařízení Z20 byly shodné se sadou I (viz obr. 5.2).

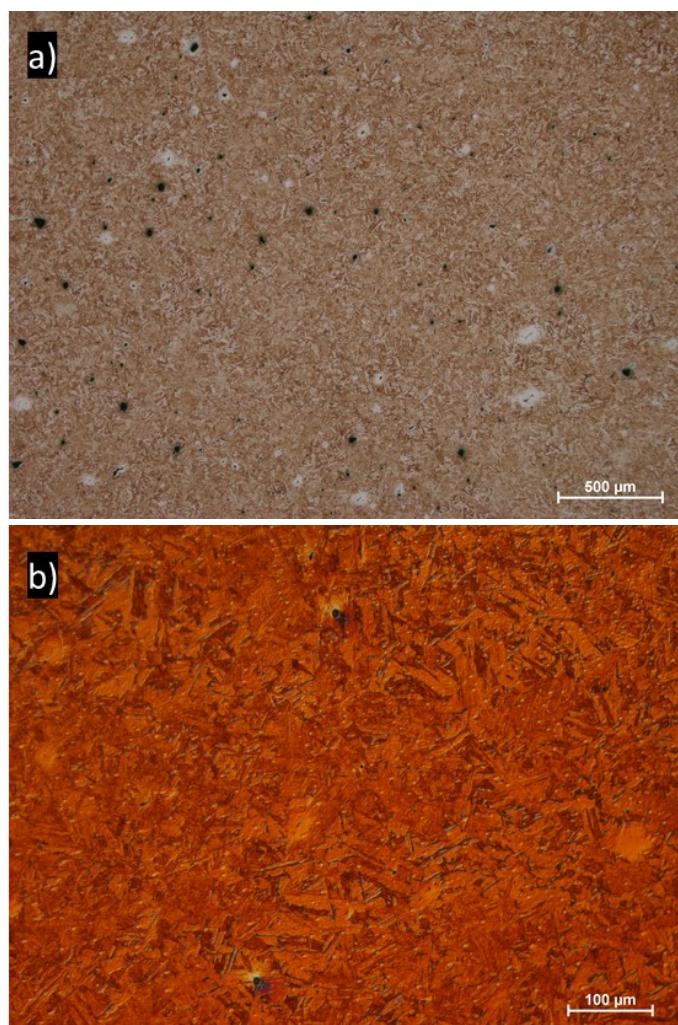
### 5.4.2 Tepelné zpracování

Tepelné zpracování vzorků této sady spočívalo v rozpouštěcím žíhání a následném precipitačním vytvrzování. Teplota rozpouštěcího žíhání byla vyšší než v případě vzorků sady I. Postupný čtyřhodinový ohřev ( $250\text{ °C/h}$ ) na teplotu  $1000\text{ °C}$  následovala výdrž o délce jedné hodiny. Po ochlazení na pokojovou teplotu byl zařazen další čtyřhodinový ohřev, tentokrát na teplotu  $480\text{ °C}$  a výdrž dlouhá 5 hodin. Poté byla pec opět otevřena a vzorky ochlazeny na vzduchu na pokojovou teplotu.

### 5.4.3 Metalografická analýza

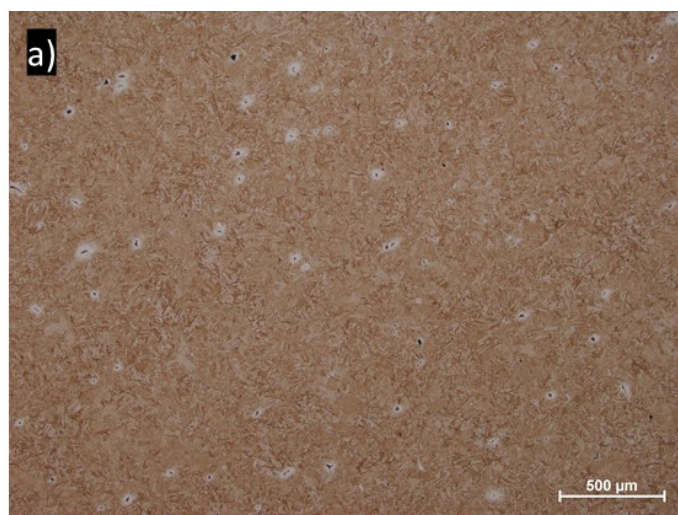
#### a) Mikrostruktura v leptaném stavu

Na obr. 5.12 je zobrazena mikrostruktura vzorku V7 jak ve světlém poli, tak pomocí Nomarského kontrastu. Mikrostruktura je tvořena martenzitickou matricí, ve které lze předpokládat také přítomnost austenitu (RTG fázová analýza byla nad rámec této DP a nebyla prováděna). V tomto případě se pravděpodobně jedná o austenit reverzní, vzniklý při precipitačním vytvrzování během výdrže na teplotě  $480\text{ °C}$  a austenit zbytkový, který mohl vzniknout při ochlazování z této teploty. Struktura SLM buněk nebyla ani vzorků sady II pozorována.

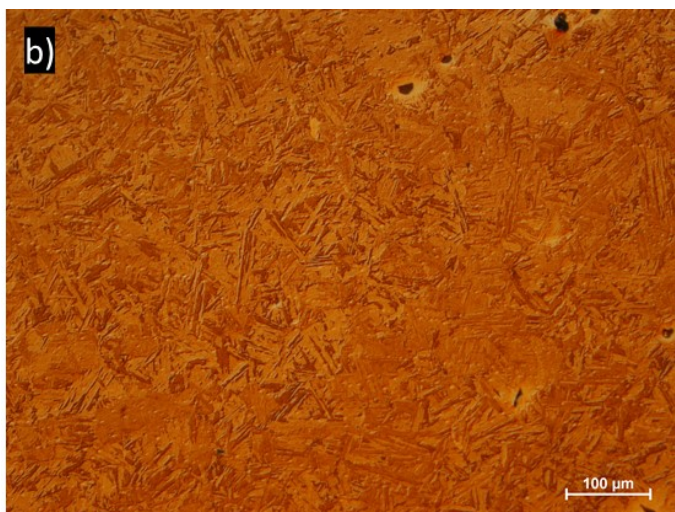


*Obr. 5.12: Mikrostruktura vzorku V7 v leptaném stavu a) světlé pole, b) Nomarského kontrast*

Metalografická analýza vzorku V8 opět odhalila výskyt drobných pórů, což je vidět na obrázku 5.13a pořízeném ve světlém poli (světlá místa s odlišnou úrovní leptání). Z obrázku 5.13b je patrné, že matrice je opět tvořena majoritně martenzitem s pravděpodobným výskytem reverzního i zbytkového austenitu.



*Obr. 5.13a: Mikrostruktura vzorku V8 v leptaném stavu, světlé pole*

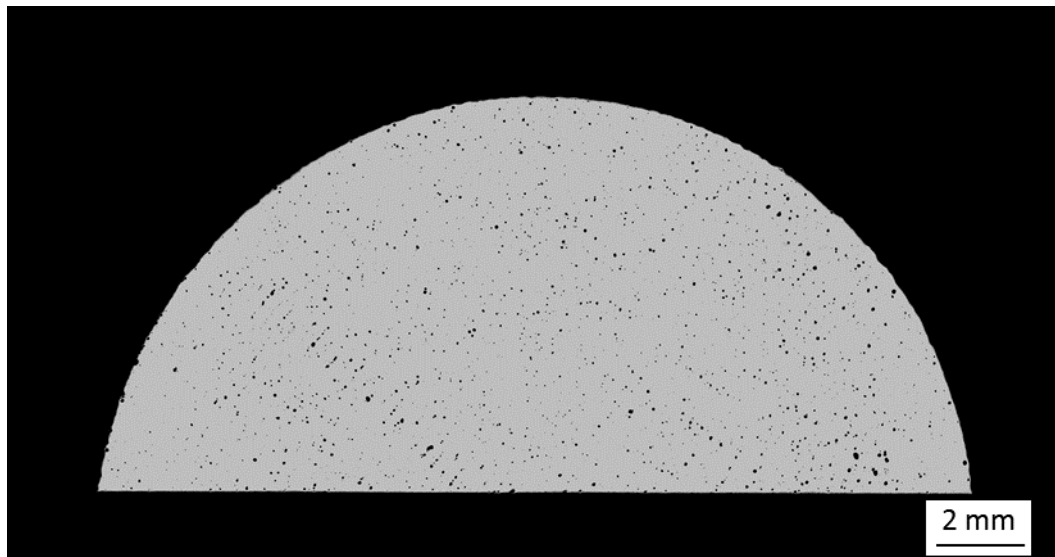


*Obr. 5.13b: Mikrostruktura vzorku V8 v leptaném stavu, Nomarského kontrast*

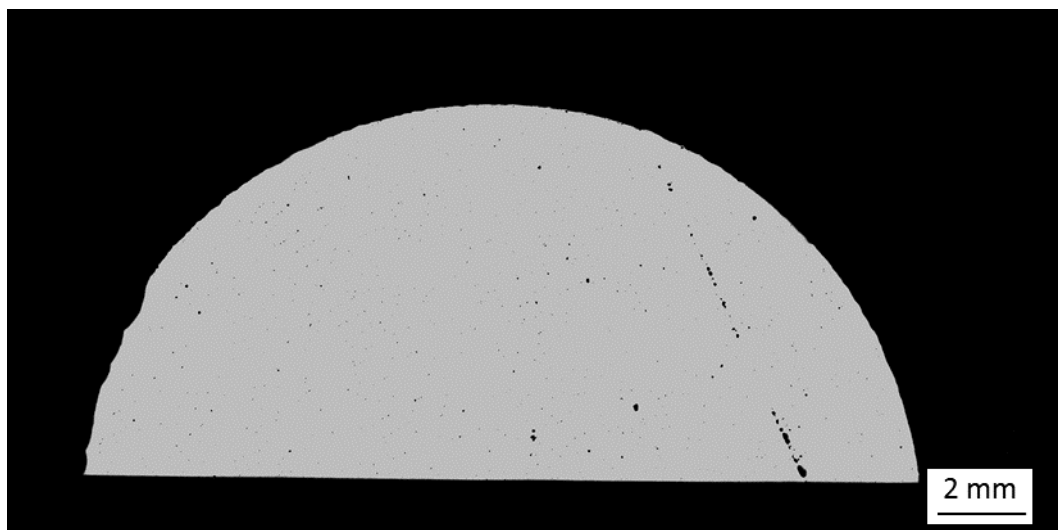
## **b) Porozita**

Porozita vzorků, a od ní odvozená relativní hustota, sady II byla měřena na vzorcích V7 a V8 v neleptaném stavu pomocí obrazové analýzy (ImageJ). U vzorku V7 (obr. 5.14) byla zjištěna hodnota porozity 1,70 %.

Vzorek V8 (obr. 5.15) obsahuje jednu výraznou linii pórů vzniklou při výrobním procesu. Lze předpokládat, že vznikla opakovaným chybným pohybem laseru. I přesto byla naměřena porozita 0,39 %.



*Obr. 5.14: Porozita vzorku V7*



Obr. 5.15: Porozita vzorku V8

#### 5.4.4 Mechanické vlastnosti

##### a) Tvrdost

V tomto případě se hodnoty tvrdosti obou vzorků liší poměrně výrazně. Na vzorku V7 byla naměřena tvrdost  $634 \pm 9,7$  HV 0,3, což přibližně odpovídá 57 HRC. A na vzorku V8  $721 \pm 4,9$  HV 0,3, což po převedení přibližně odpovídá 61 HRC (tab. 5.7).

Tab. 5.7: Tvrdost vzorků V7 a V8

Vzorek	V7	V8
Vtisk 1	628	721
Vtisk 2	648	715
Vtisk 3	627	727
Str. hod. $\pm \sigma$	$634 \pm 9,7$	$721 \pm 4,9$
HRC	57	61

##### b) Zkouška tahem

Precipitační vytvrzování vedlo k nárůstu Youngova modulu pružnosti, smluvní meze kluzu a meze pevnosti oproti vzorků po rozpouštěcím žíhání, zatímco tažnost vzorků radikálně klesla (tab. 5.8). Protokol z tahové zkoušky je dostupný jako příloha 2.



Tab. 5.8: Pevnostní charakteristiky vzorků sady II

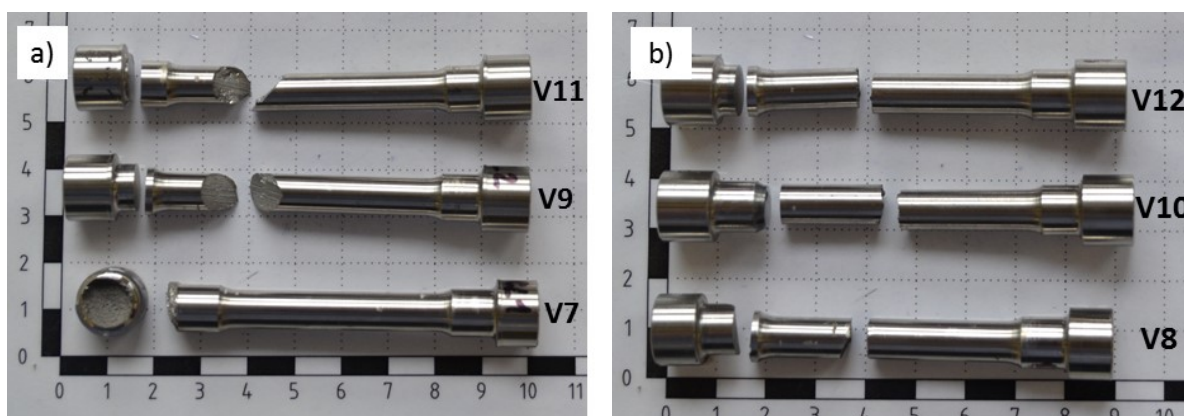
Zařízení	Vzorek	E [GPa]	R <sub>p0,2</sub> [MPa]	R <sub>m</sub> [MPa]	A <sub>5,65</sub> [%]
Z10	V7	187	1910	1950	0,3
	V9	200	1890	1980	0,7
	V11	188	1860	1980	1,1
Stř. hod. ± σ		192 ± 5,9	1887 ± 20,5	1970 ± 14,1	0,7 ± 0,3
Z20	V8	199	-	2120	0,2
	V10	142	-	1100	0,0
	V12	164	-	1120	0,0
Stř. hod. ± σ		168 ± 23,5	-	1446 ± 476,2	0,07 ± 0,1

Jednotlivé vzorky vyrobené na zařízení Z10 dosahovaly obdobných mechanických vlastností. Jak je vidět v tabulce 5.8, Youngův modul pružnosti se pohyboval v případě těchto vzorků v rozmezí 187 až 200 GPa, mez pevnosti v rozmezí 1950 až 1980 MPa a tažnosti v rozmezí 0,3 až 1,1 %. Smluvní mez kluzu byla velice blízká hodnotě pevnosti v tahu a pohybovala se v rozmezí 1860 až 1910 MPa, zatímco smluvní mez kluzu u vzorků V8, V10 a V12 vyrobených na zařízení Z20 nebylo při tahové zkoušce dosaženo, a proto tyto hodnoty v tab. 5.8 chybí.

### c) Fraktografie

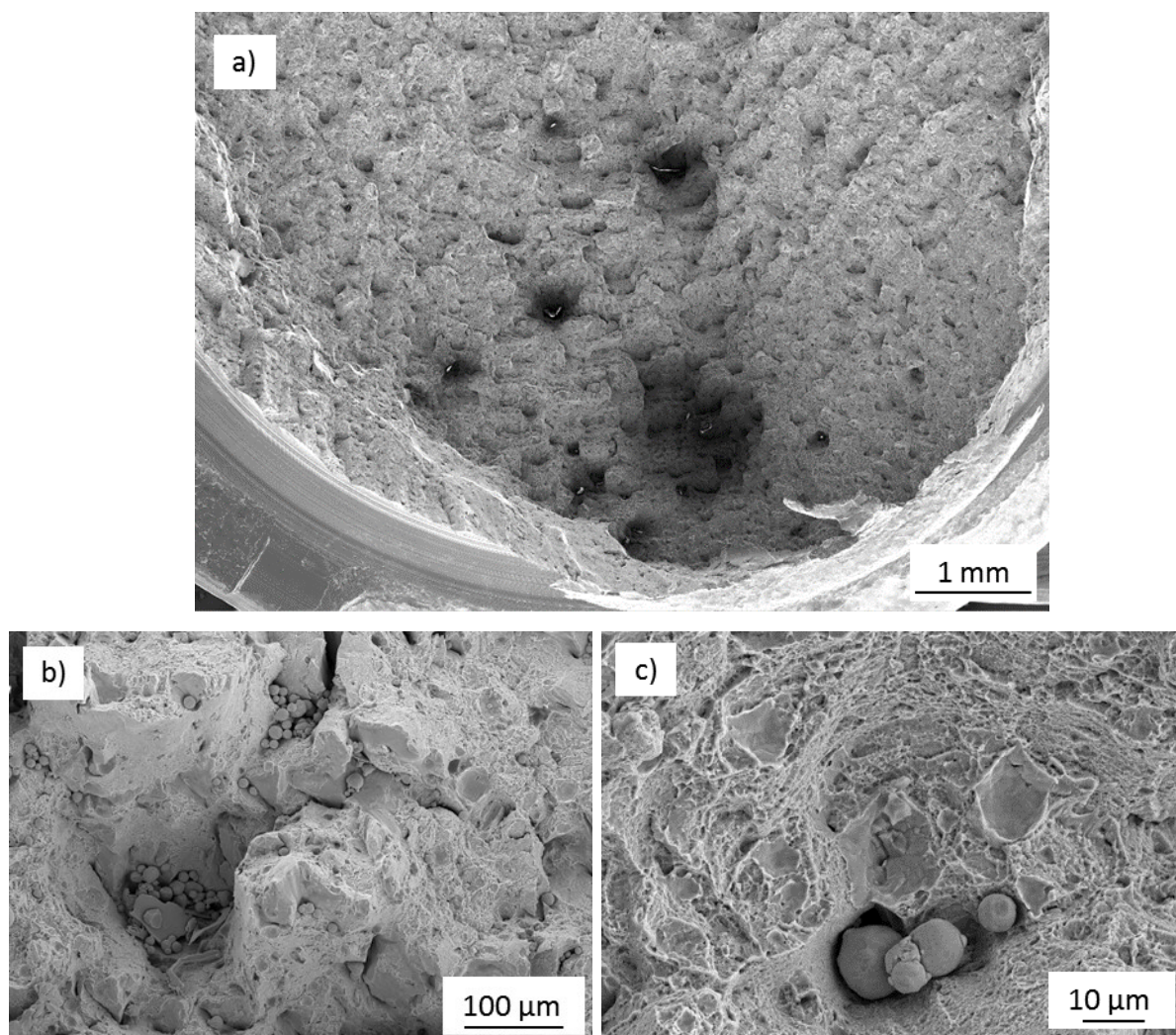
Vzhled zkušebních tyčí sady II je zachycený na obrázku 5.16. Na obrázku 5.16a je pozorovatelné porušení vzorků V9 a V11 pod úhlem 45° vzhledem k podélné ose vzorků.

U vzorku V7 došlo k lomu zkušební tyče mimo měrnou délku (v oblasti upínací hlavy). Lomové plochy vzorků V8, V10 a V12 (obr. 5.16b) jsou orientovány kolmo k ose zatěžování. Na základě vizuálního ohledání nebyl zjištěn výrazný rozdíl mezi lomovými plochami jednotlivých vzorků.



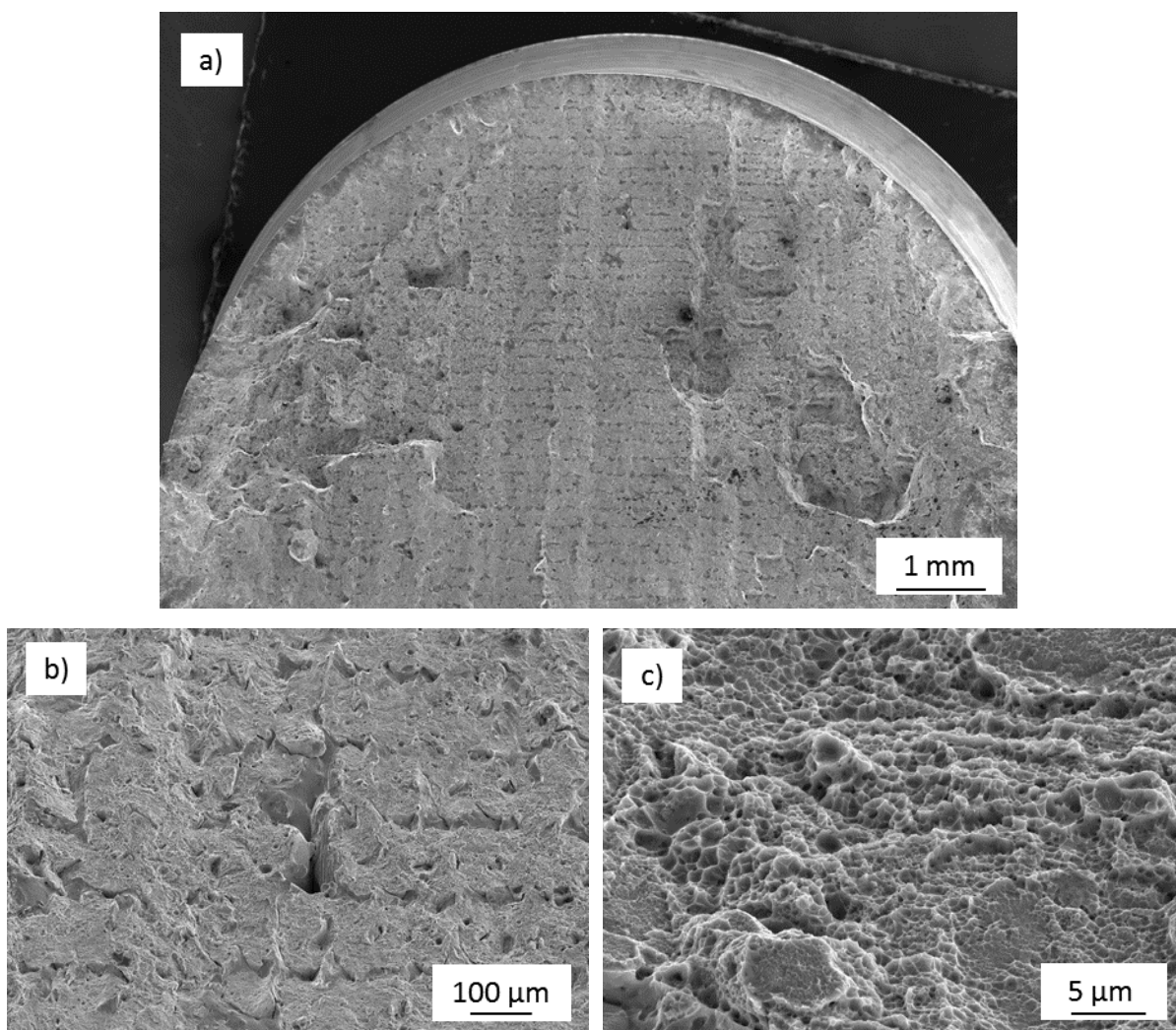
Obr. 5.16: Tahové vzorky sady II po provedené zkoušce tahem a) vzorky vyrobené na zařízení Z10, b) vzorky vyrobené na zařízení Z20

Na obrázku 5.17 je zobrazena lomová plocha vzorku V7, který byl porušen v hlavě tahového vzorku. Lomová plocha je reliéfní a vykazuje dekohezi podél SLM buněk. Na obrázku 5.17b je zobrazen detail lomové plochy s rozsáhlým výskytem defektů a neroztavených částic kovového prášku. Na obrázku 5.17c je v oblasti kolem defektů možné pozorovat jemné jamky, které indikují nízkoenergetické tvárné porušení vzorku V7.



*Obr. 5.17: Lomová plocha vzorku V7 a) přehledové foto, b) defekty na lomové ploše, c) jemná jamková morfologie v oblasti defektů*

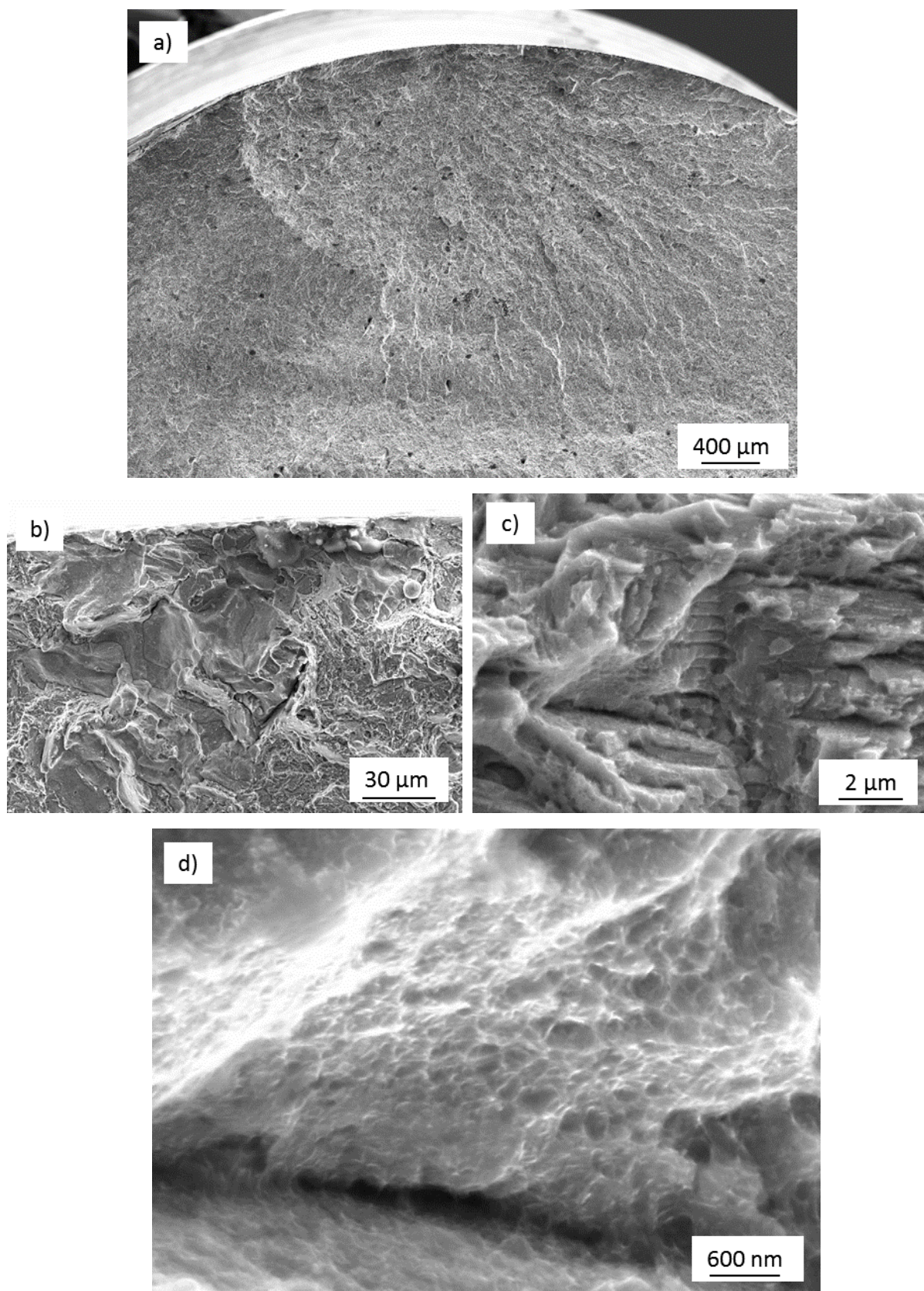
Vzhled lomové plochy vzorku V11 (obr. 5.18) má odlišnou morfologii, než vzorek V7 (viz obr. 5.17). Na lomové ploše vzorku V11 jsou pozorovatelné opakující se řady dutin. Detail lomové plochy na obrázku 5.18b přibližuje vzhled výše zmíněných opakujících se řad defektů. Dutiny mají šířku několika desítek  $\mu\text{m}$ , ale propojují se a na délku měří i stovky  $\mu\text{m}$ . Na obrázku 5.18c je vidět, že se opět jedná o porušení nízkoenergetického tvárného charakteru. Na lomové ploše je možné pozorovat výskyt jemnějších i větších mělkých jamek.



*Obr. 5.18: Lomová plocha vzorku V11 a) přehledové foto, b) defekty na lomové ploše, c) jemná jamková morfologie*

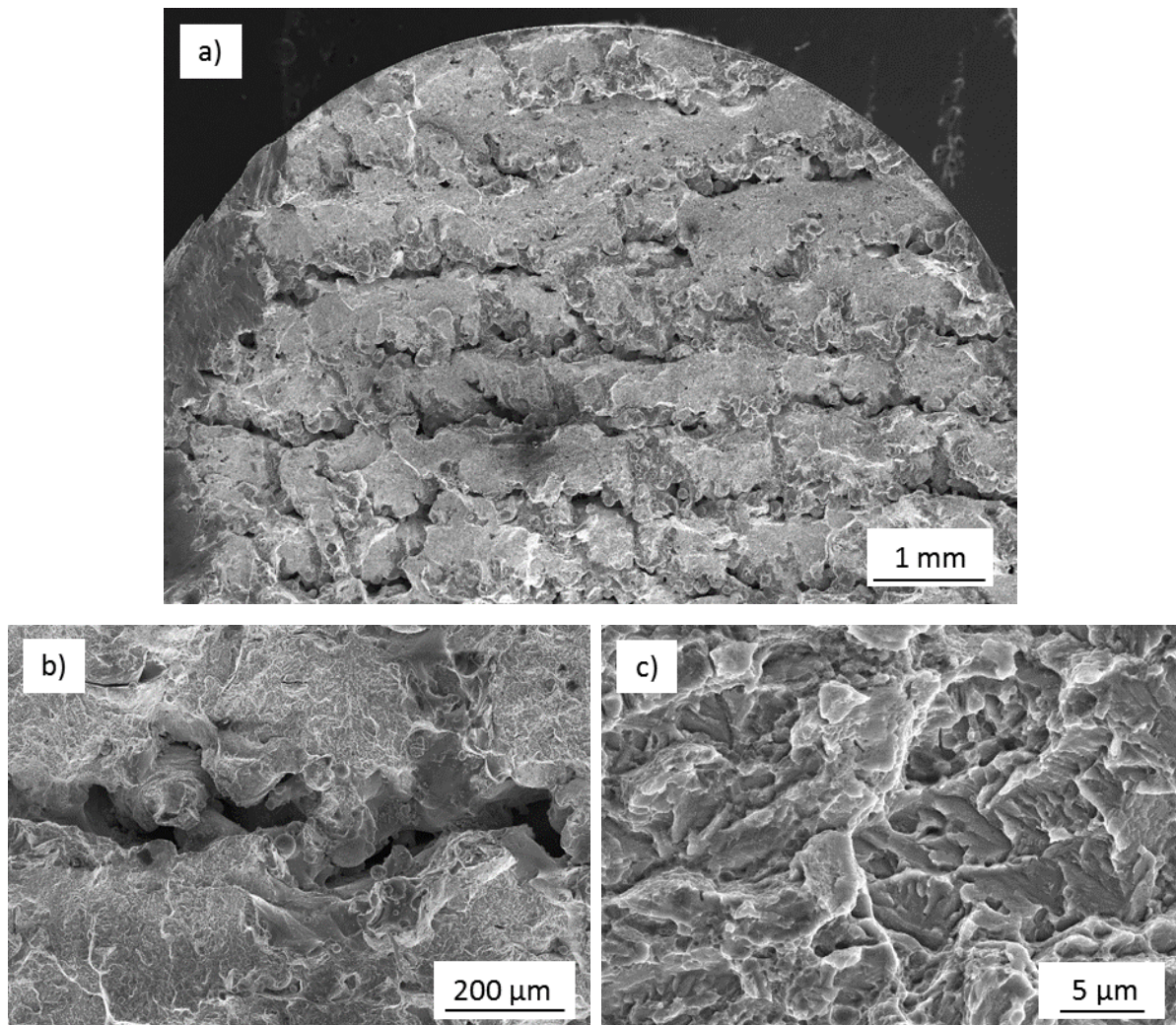
Lomová plocha vzorku V8 a její detaily jsou vyobrazeny na obrázku 5.19. Lomová plocha je reliéfní a obsahuje dutiny s neroztavenými částicemi prášku, ale také dutiny bez nich (staženiny, obr. 5.19b). Lokálně bylo také možné pozorovat značnou členitost lomové plochy vykazující tvárný mechanismus porušení (obr. 5.19c). Detail nízkenergetického tvárneho porušení je na obrázku 5.19d, z něj je patrné, že jamky jsou extrémně drobné a mělké, přičemž jejich rozměry jsou menší než  $0,1\ \mu\text{m}$ .





*Obr. 5.19: Lomová plocha vzorku V8 a) přehledové foto, b) defekty na lomové ploše, c) reliéf lomové plochy d) extrémně jemná jamková morfologie*

Lomová plocha vzorku V10 (obr. 5.20) je velmi členitá s jasně rozpoznatelnými velkými defekty. Detail defektu potvrzuje přítomnost velkého množství neroztavených částic kovového prášku (obr. 5.20b). Přítomná dutina má v některých místech šířku až 50  $\mu\text{m}$  a její délka je v řádu stovek  $\mu\text{m}$ . Podobných dutin, jak je vidět na obrázku 5.20a, je vzorku větší množství. Mechanismus porušení měl opět tvárný charakter (obr. 5.20c).



*Obr. 5.20: Lomová plocha vzorku V10 a) přehledové foto, b) defekty na lomové ploše, c) detail poškození tvárným mechanismem*

Sada II byla podrobena rozpouštěcímu žíhání, které bylo následováno precipitačním vytvrzováním. To mělo za následek zvýšení mechanických vlastností na úkor vlastností deformačních. Fraktografická analýza odhalila výraznou změnu v morfologii lomových ploch a vyšší výskyt dutin obsahujících částice neroztaveného prášku. Rozdíl byl patrný zejména mezi vzorky V8 a V10.



## 5.5 Sada III

Vzorky sady III byly vyrobeny na zařízení Z10 z odpovídajícího práškového materiálu P1. Sada III se skládá ze čtyř sérií po třech kusech vzorků (V13 až V35). Každá z těchto sérií byla vyrobena použitím odlišných procesních parametrů (tab. 5.9). Na všech vzorcích byla provedena tahová zkouška, přičemž z každé ze čtyř sérií byl vybrán jeden reprezentativní vzorek, na kterém byly provedeny i ostatní analýzy, jmenovitě V17, V19, V25 a V35.

### 5.5.1 Parametry stavby

Výčet procesních parametrů pro jednotlivé vzorky je v tabulce 5.9. Sada III byla vyrobena na zařízení Z10, a to za použití ostrůvkové strategie skenování o velikosti ostrůvků  $5 \times 5$  mm. Orientace jednotlivých vrstev byla otáčena o  $90^\circ$ , jednalo se tedy o alternující strategii vrstvení.

Tab. 5.9: Procesní parametry pro sadu III

Procesní parametry	Série I	Série II	Série III	Série IV
	V13-V17	V19-V23	V25-V29	V31-V35
Výkon laseru [W]	350	400	200	350
Rychlost skenování [mm/s]	1000	1600	800	1000
Vzdálenost návarů [mm]	0,07	0,07	0,11	0,11
Hustota energie [J/mm <sup>3</sup> ]	125	89	57	80

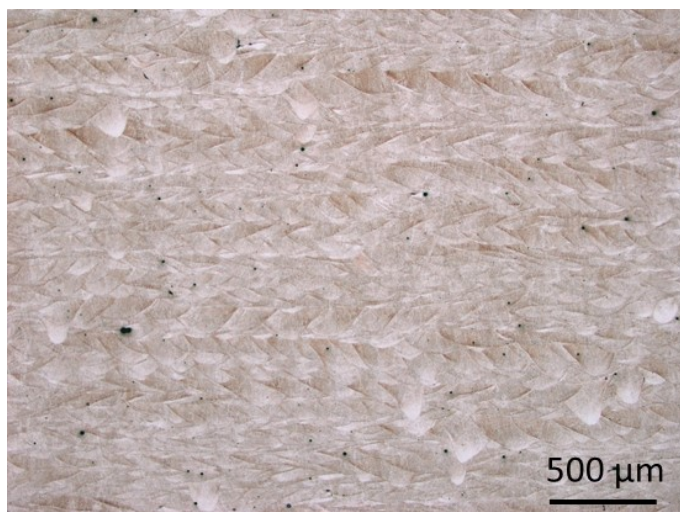
### 5.5.2 Tepelné zpracování

Tepelné zpracování vzorků této sady spočívalo pouze v rozpouštěcím žíhání. Parametry rozpouštěcího žíhání byly 5 hodin trvající ohřev na teplotu  $830^\circ\text{C}$ , 30minutová výdrž, vypnutí pece, pozvolné chladnutí na  $300^\circ\text{C}$  a následné otevření pece a dochlazení na vzduchu na pokojovou teplotu.

### 5.5.3 Metalografická analýza

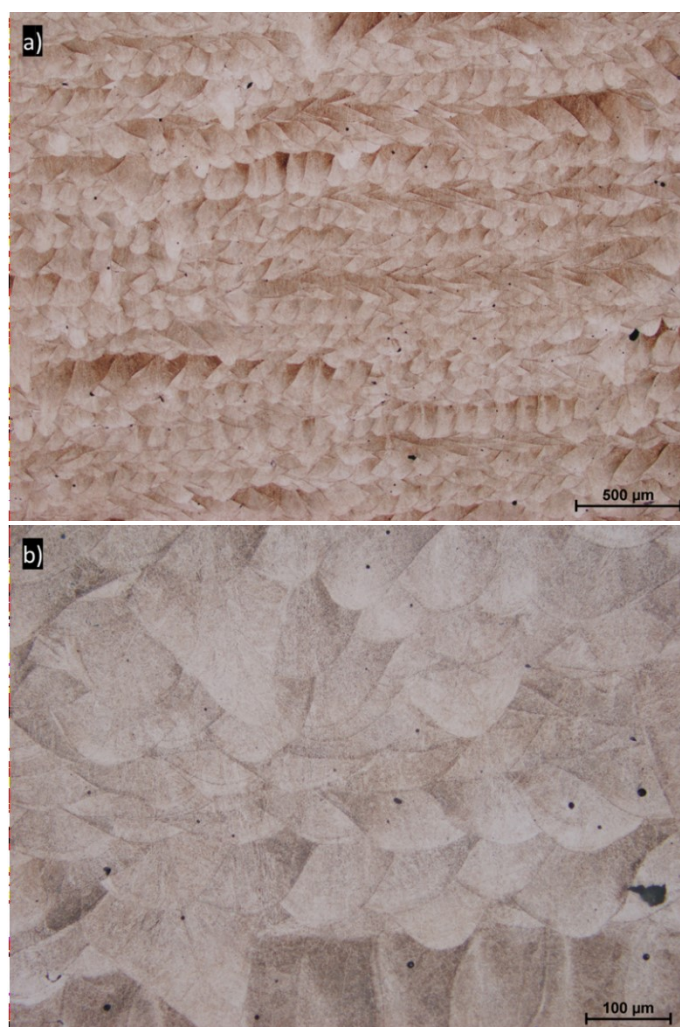
#### a) Mikrostruktura v leptaném stavu

Na obrázcích 5.21 až 5.24 jsou vyobrazeny mikrostruktury reprezentativních vzorků sady III. V tomto případě bylo možné pozorovat na každém z nich buňky vzniklé při SLM procesu. Na obrázku 5.21 jsou viditelné póry různých velikostí na vzorku V17. Pomocí leptání byla odhalena buňková struktura po SLM procesu, ztratila se však jehlicovitá morfologie potvrzující výskyt jehlic martenzitu.



*Obr. 5.21: Mikrostruktura vzorku V17 v lepaném stavu*

Na obrázku 5.22a jsou opět pozorovatelné, převážně drobné póry. Vzorek V19 dosahoval nejvyšší relativní hustoty. Z obrázku 5.22b je patrné alternující vrstvení při výrobě, kdy buňky v jednotlivých vrstvách vykazují odlišný sklon.



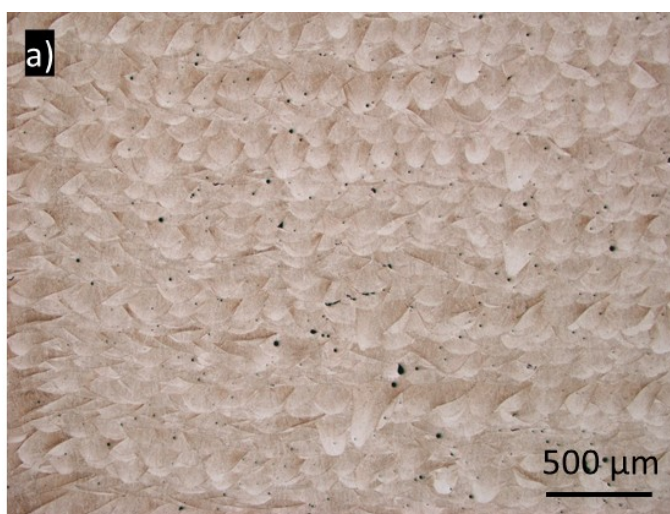
*Obr. 5.22: Mikrostruktura vzorku V19 v lepaném stavu dokumentovaná při různých celkových zvětšeních*

Na obrázku 5.23 vzorku V25 jsou opět jasně viditelné póry různých tvarů a velikostí, náhodně rozložené ve struktuře. Buňková struktura je však i při menším celkovém zvětšení opět dobře viditelná.

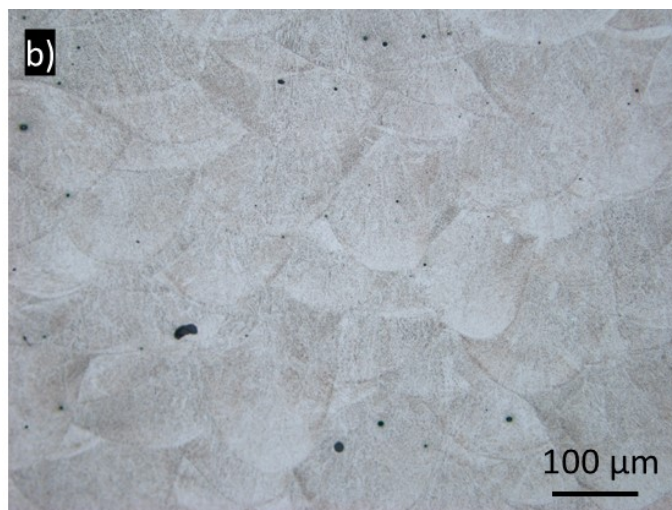


*Obr. 5.23: Mikrostruktura vzorku V25 v leptaném stavu*

Na obrázku 5.24 je vyobrazena mikrostruktura vzorku V35. Opět je evidentní množství pórů s různou velikostí a tvarem. Na obrázku 5.24b je detail SLM buněk s patrnými fúzními hranicemi, jemnější detaily mikrostruktury nebylo možné pozorovat.



*Obr. 5.24a: Mikrostruktura vzorku V35 v leptaném stavu*

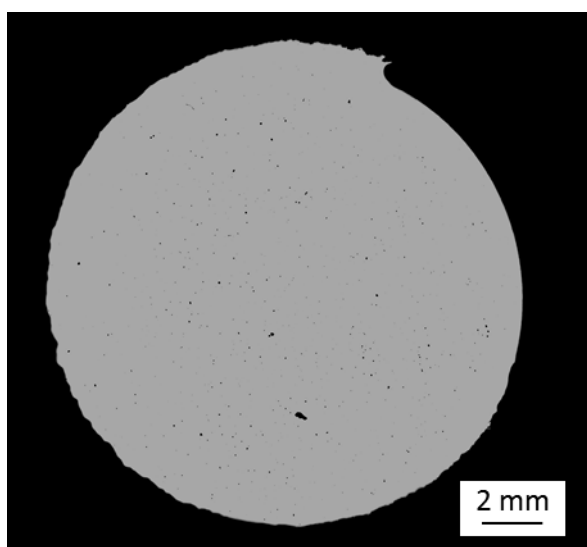


*Obr. 5.24b: Mikrostruktura vzorku V35 v leptaném stavu*

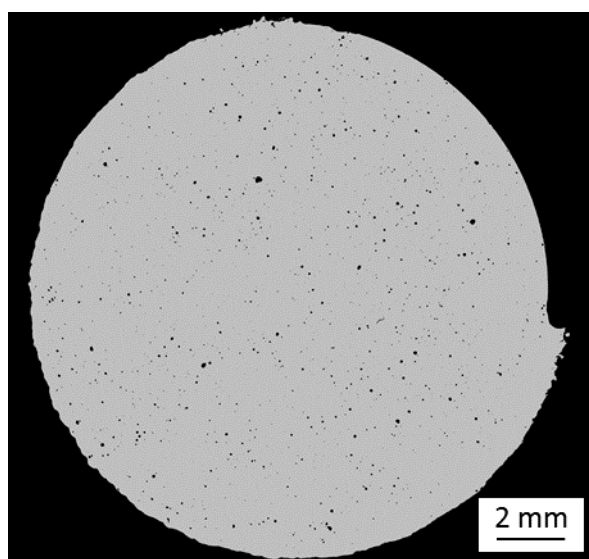
## **b) Porozita**

Vzorek V19 vykazoval nejvyšší úroveň relativní hustoty, tomu odpovídá porozita 0,25 % (obr. 5.25). Nejvyšší porozitu z této sady vykazuje vzorek V25, a to 0,90 % (obr. 5.26). Na vzorku V35 byla naměřena porozita 0,69 % (obr. 5.28) a na vzorku V17 0,34 % (obr. 5.27).

Vzorky V17 a V19 (porozita nižší než 0,5 %) byly vyrobeny se vzdáleností návarů 0,07 mm a hustotou energie 125 a 89 J/mm<sup>3</sup>. Vzorky V25 a V35 (porozita vyšší než 0,5 %) byly vyrobeny se vzdáleností návarů 0,11 mm a hustotou energie 57 a 80 J/mm<sup>3</sup>.

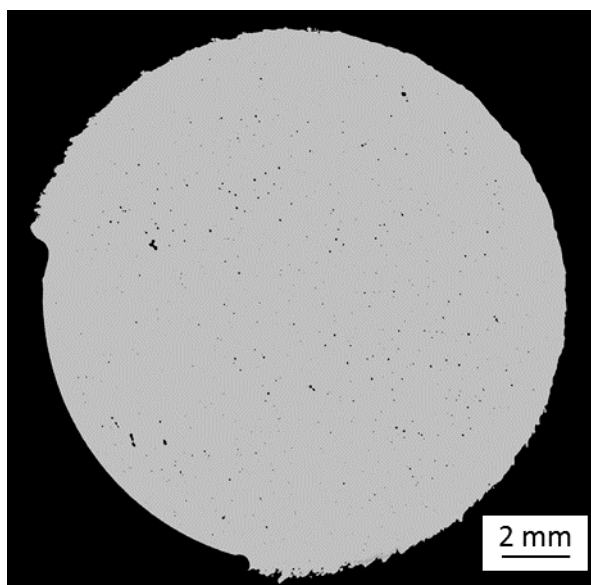


*Obr. 5.25: Porozita vzorku V19*

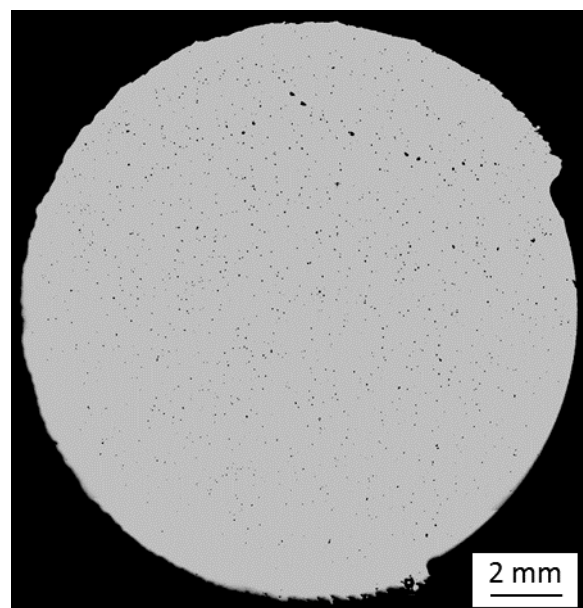


*Obr. 5.26: Porozita vzorku V25*





Obr. 5.27: Porozita vzorku V17



Obr. 5.28: Porozita vzorku V35

## 5.5.4 Mechanické vlastnosti

### a) Tvrdost

Nejvyšší tvrdost ze vzorků sady III byla naměřena na vzorku V19, a to  $354 \pm 2,5$  HV 0,3, což odpovídá přibližně 36 HRC. Stejně vysoké hodnoty HRC dosahuje i vzorek V25, na kterém bylo naměřeno  $353 \pm 3,7$  HV 0,3. Nejnižší tvrdosti dosahuje vzorek V35, a to  $340 \pm 3,3$  HV 0,3 odpovídající 34 HRC. Na vzorku V17 bylo naměřeno  $343 \pm 5,3$  HV 0,3, přibližně převedeno na 35 HRC (tab. 5.10).

Tab. 5.10: Tvrdost reprezentativních vzorků sady III

Vzorek	V17	V19	V25	V35
Vtisk 1	350	355	349	336
Vtisk 2	337	351	353	344
Vtisk 3	343	357	358	341
Stř. hod. $\pm \sigma$	$343 \pm 5,3$	$354 \pm 2,5$	$353 \pm 3,7$	$340 \pm 3,3$
HRC	35	36	36	35

### b) Zkouška tahem

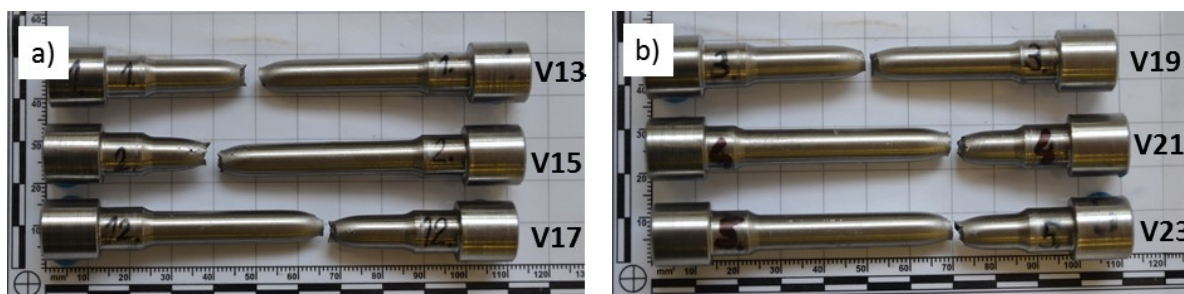
Výsledky tahových zkoušek všech čtyř sérií vzorků sady III reprezentuje tab. 5.11. Hodnoty Youngova modulu pružnosti celé sady leží v intervalu 143 (V21) až 173 GPa (V19), smluvní mez kluzu v intervalu 751 (V33) až 815 MPa (V13), pevnost v tahu v intervalu 1049 (V27) až 1148 MPa (V33), tažnost v intervalu 1,8 (V27) až 14,9 % (V31) a kontrakce v intervalu 6,3 (V27) až 64 % (V31). Všechny sady vykazovaly v rámci rozptylu měření srovnatelné pevnostní charakteristiky, rozdíly byly patrné zejména v dosažených tažnostech a hodnotách kontrakce. Protokol z tahové zkoušky je dostupný jako příloha 3.

Tab. 5.11: Výsledky tahové zkoušky vzorků sady III

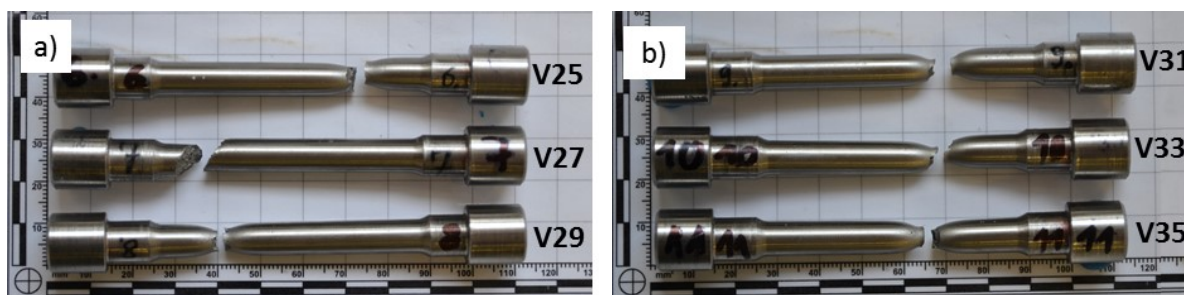
Vzorek	E [GPa]	R <sub>p0,2</sub> [MPa]	R <sub>m</sub> [MPa]	A <sub>5,65</sub> [%]	Z [%]
V13	161	815	1118	13,0	59,8
V15	164	757	1123	11,5	53,7
V17	164	773	1146	14,9	61,6
<b>Stř. hod. ± σ</b>	<b>163 ± 1,4</b>	<b>782 ± 24,5</b>	<b>1129 ± 12,2</b>	<b>13,1 ± 1,4</b>	<b>58,4 ± 3,4</b>
V19	173	791	1125	11,8	51,6
V21	143	786	1128	11,1	52,0
V23	153	798	1126	10,8	55,1
<b>Stř. hod. ± σ</b>	<b>156 ± 12,5</b>	<b>792 ± 4,9</b>	<b>1126 ± 1,3</b>	<b>11,2 ± 0,4</b>	<b>52,9 ± 1,6</b>
V25	151	770	1128	9,5	39,9
V27	168	757	1049	1,8	6,3
V29	160	776	1137	11,6	55,7
<b>Stř. hod. ± σ</b>	<b>160 ± 6,9</b>	<b>768 ± 7,9</b>	<b>1105 ± 39,5</b>	<b>7,6 ± 4,2</b>	<b>34,0 ± 20,6</b>
V31	166	780	1131	14,1	64,0
V33	163	751	1148	13,6	59,0
V35	170	806	1131	13,7	57,8
<b>Stř. hod. ± σ</b>	<b>166 ± 2,9</b>	<b>779 ± 22,5</b>	<b>1137 ± 8,0</b>	<b>13,8 ± 0,2</b>	<b>60,3 ± 2,7</b>

### c) Fraktografie

Na obrázcích 5.29 a 5.30 jsou uvedeny vzorky všech čtyř sérií vzorků sady III po provedené zkoušce tahem. U všech vzorků kromě vzorku V27 (obr. 5.30a) došlo k porušení po vytvoření lokalizované deformace (krčku).



Obr. 5.29: Tahové vzorky po provedené zkoušce tahem a) série I, b) série II

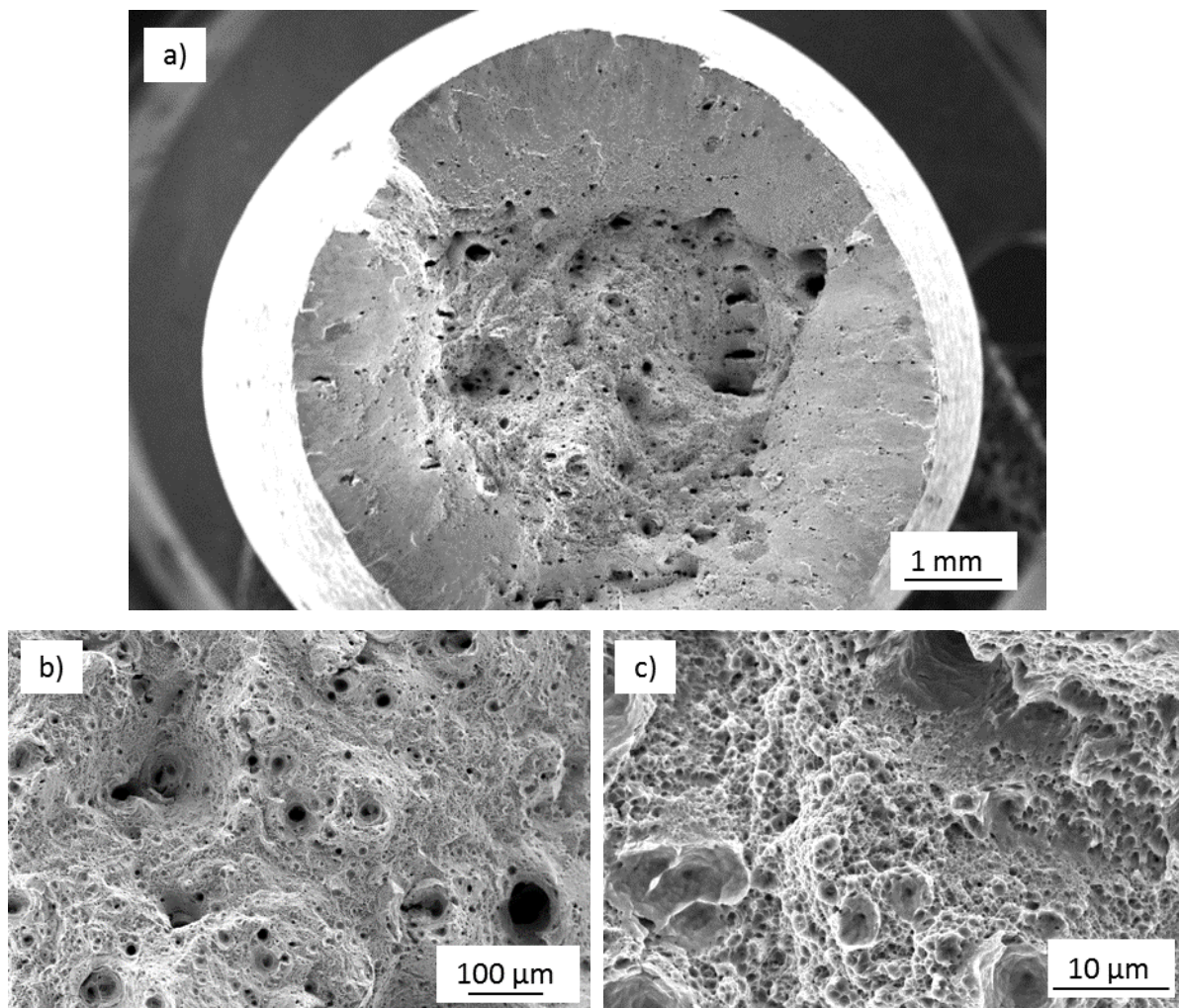


Obr. 5.30: Tahové vzorky po provedené zkoušce tahem a) série III, b) série IV

Na lomové ploše vzorku V17 je viditelné množství dutin o rozdílných tvarech a velikostech vyskytující se zejména ve středové části průřezu vzorku (obr. 5.31a). U tohoto

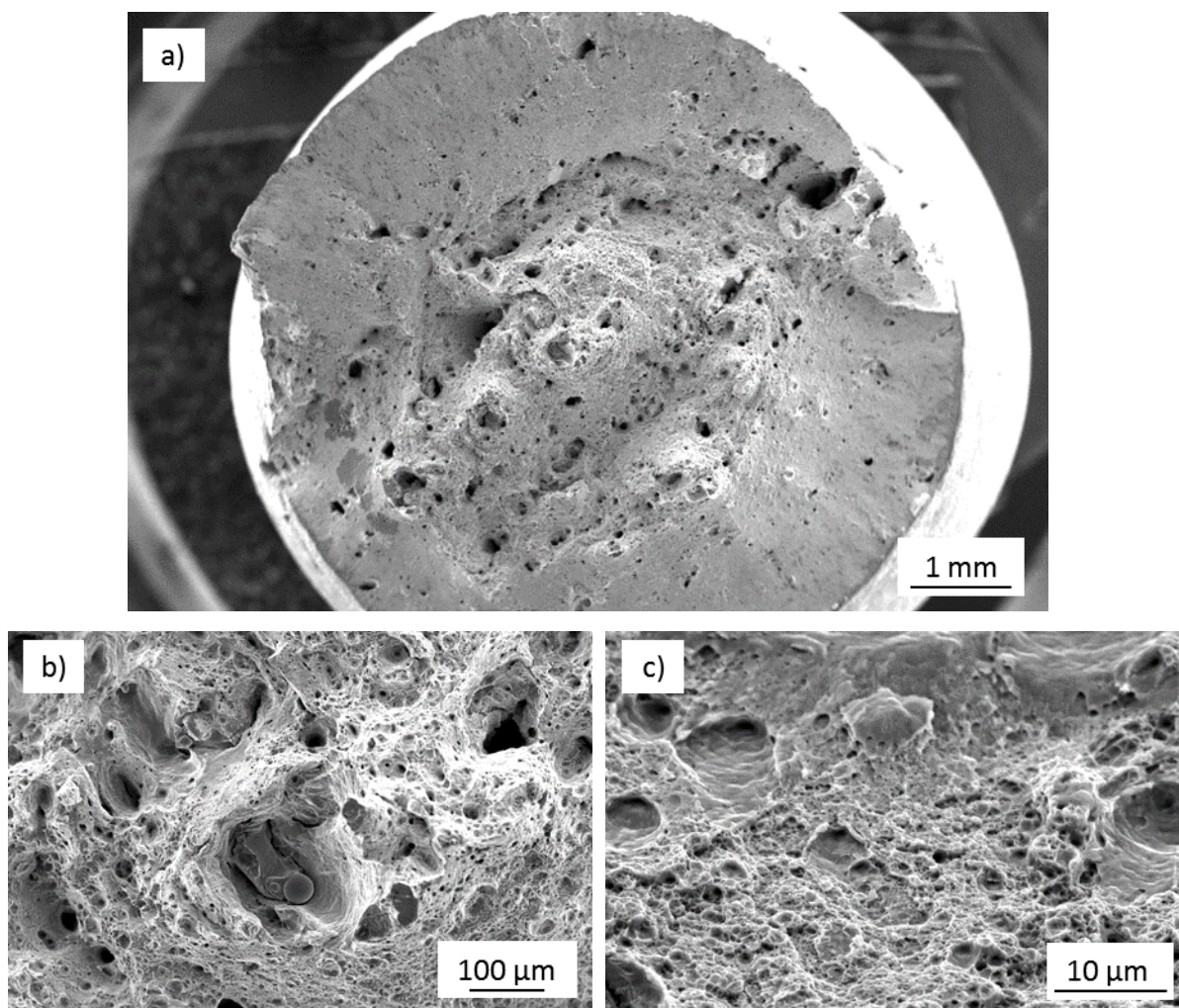


vzorku nebyly pozorovány neroztavené částice prášku ve vnitřních prostorech dutin (obr. 5.31b). Jamky přítomné na lomové ploše mají mělký charakter (obr. 5.31c).



*Obr. 5.31: Lomová plocha vzorku V17 a) přehledové foto, b) defekty na lomové ploše, c) jemná jamková morfologie*

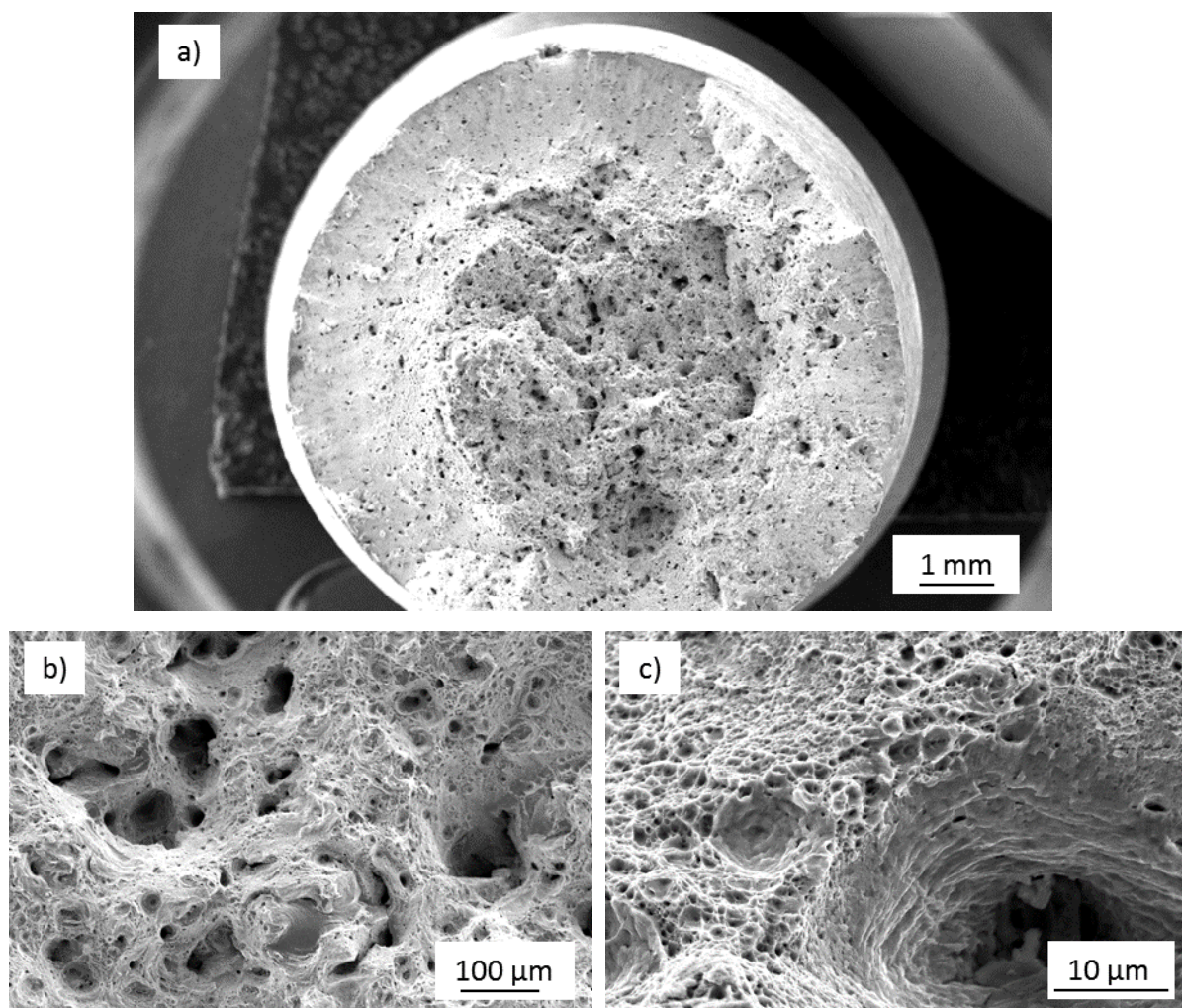
Na lomové ploše vzorku V19 je dobře pozorovatelné množství vnitřních defektů (dutin). Ty bylo možné pozorovat ve střední části průřezu i na okrajích vzorku (obr. 5.32a). Dále bylo možné u tohoto vzorku pozorovat jak dutiny obsahující neroztavené částice prášku, tak dutiny bez něj (obr. 5.32b). Mechanismus porušení vykazoval tvárný charakter s drobnými mělkými jamkami charakteristickými pro nízkoenergetické tvárné porušení (obr. 5.32c).



*Obr. 5.32: Lomová plocha vzorku V19 a) přehledové foto, b) defekty na lomové ploše, c) jemná jamková morfologie*

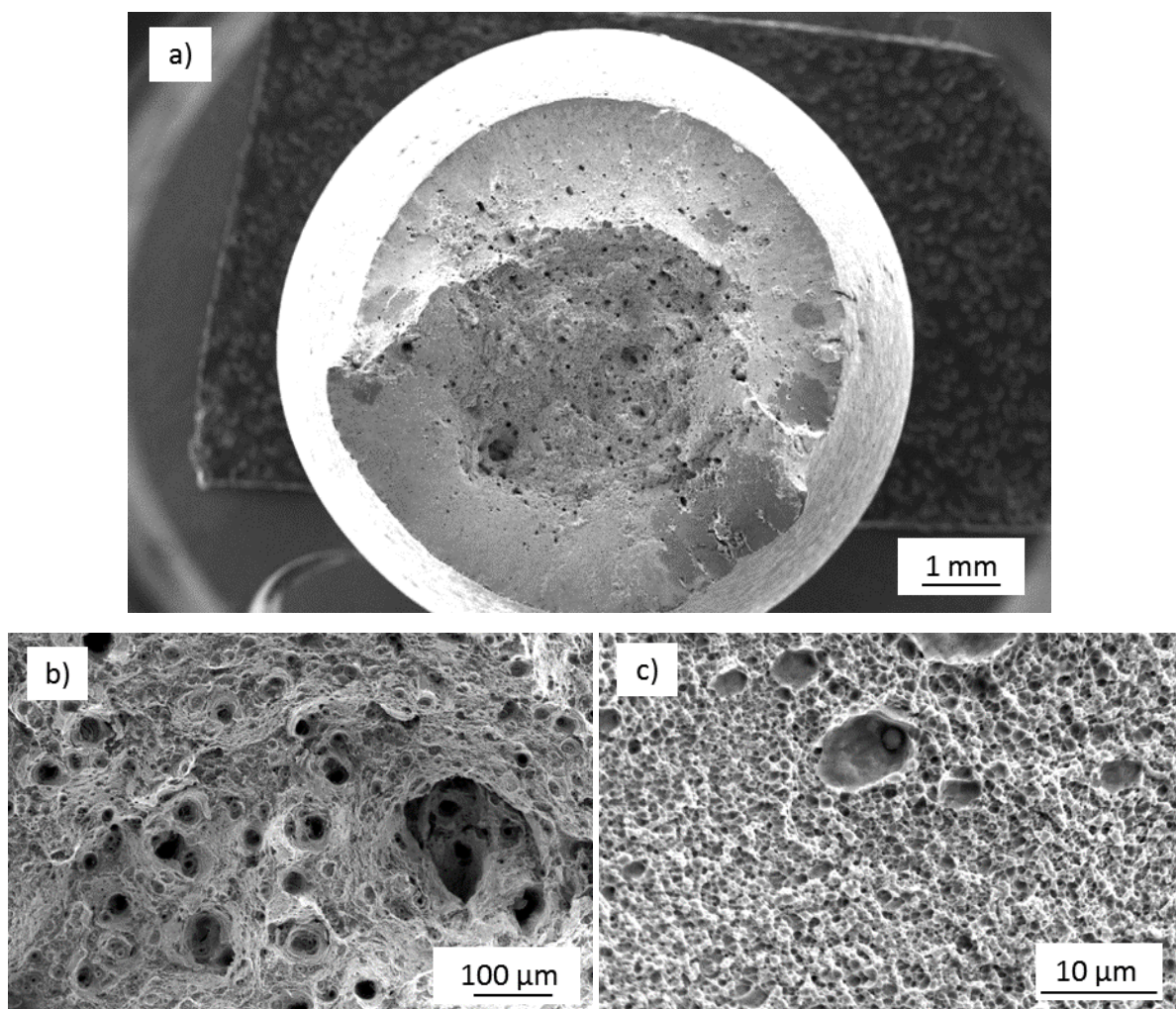
Obrázek 5.33a reprezentuje lomovou plochu vzorku V25. Na ní je opět pozorovatelné velké množství dutin zejména ve střední části průřezu vzorku. Obrázek 5.33b představuje detail morfologicky členité oblasti lomové plochy vzorku V25. Na ní je pozorovatelné několik větších dutin bez přítomnosti částic prášku. Obrázek 5.33c reprezentuje detail vybrané dutiny obsahující nedokonale roztavené částice kovového prášku. I v tomto případě se jedná o porušení nízkoenergetického tvárného charakteru.





*Obr. 5.33: Lomová plocha vzorku V25 a) přehledové foto, b) defekty na lomové ploše, c) jemná jamková morfologie v blízkosti defektu (dutiny)*

Lomová plocha vzorku V35 (obr. 5.34) vykazuje nejnižší úroveň přítomnosti porozity ze všech 4 zkoumaných vzorků sady III, i přestože naměřená porozita nejnižší hodnotu nemá (0,69 %). Detail lomové plochy odhaluje vysokou koncentraci převážně oblých dutin, ve kterých nejsou přítomné částice neroztaveného prášku (obr. 5.34b). Na detailu 5.34c je pozorovatelné velké množství jemných a mělkých jamek spolu s několika dutinami a částicemi neroztaveného prášku. Uplatněný mechanismus porušení má opět tvárný charakter.



*Obr. 5.34: Lomová plocha vzorku V35 a) přehledové foto, b) defekty na lomové ploše, c) jemná jamková morfologie a dutina s částicí kovového prášku*

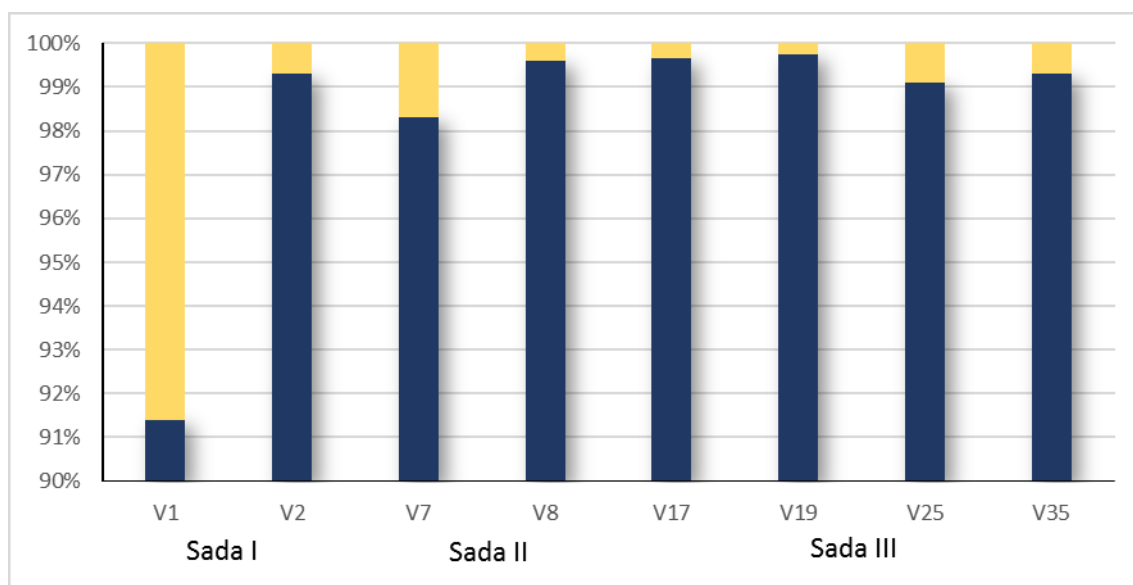
Navzdory tomu, že každý z reprezentativních vzorků byl vyroben pomocí odlišných procesních parametrů, vzhled a morfologie lomových ploch je napříč touto sadou velice podobná. Výsledky tahových zkoušek ukazují, že při zkouškách docházelo k podstatné plastické deformaci a kontrakci vzorků. Fraktografická analýza tyto zjištění potvrdila a přinesla důležité informace o mechanismech porušování vzorků, které byly podrobeny pouze rozpouštěcímu žíhání.

## 6 DISKUZE

Vývoj a změny strategie skenování měly na vzorky připravené pro účely této diplomové práce pozitivní vliv, a to zejména na jejich porozitu a na ní závislé mechanické vlastnosti. Bylo zjištěno, že samotná změna skenovací strategie měla větší vliv než změna procesních parametrů.

Vzorky sady I (zařízení Z10 i Z20) byly vyrobeny pomocí kontinuální strategie skenování s alternujícím vrstvením a použití hustoty energie (viz tab. 5.4), které byly ve srovnání se sadou III nižší (viz tab. 5.9). Poměrně velkou roli hrála i vzdálenost návarů. Tyto 3 základní parametry měly na výsledné mechanické a deformační vlastnosti největší dopad.

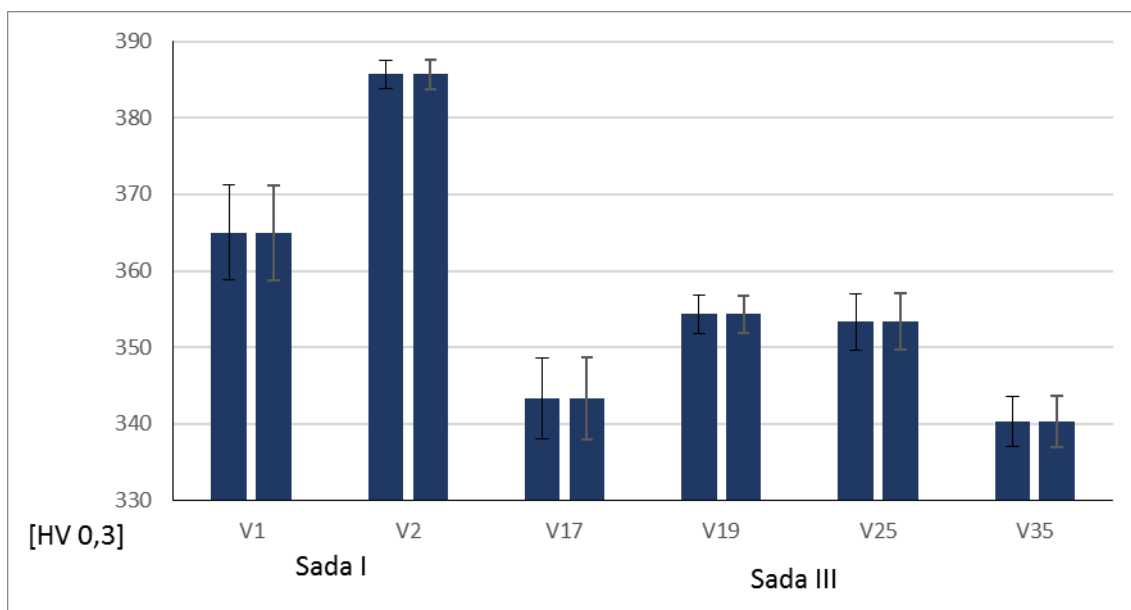
Vzorky sady II vyrobené na zařízení Z10 byly vyrobeny pomocí ostrůvkové strategie ( $5 \times 5$  mm ostrůvky) a ostatní parametry zůstaly shodné se sadou I (viz tab. 5.4). Parametry vzorků vyrobených na zařízení Z20 se shodovaly kompletně (viz tab. 5.4). Na obrázku 6.1 je možné pozorovat zvýšení relativní hustoty vzorku V7 (sada II) ve srovnání se vzorkem V1 (sada I). Díky změně strategie skenování vzrostla relativní hustota o 6,89 %.



Obr. 6.1: Relativní hustota a porozita jednotlivých vzorků, modře je zvýrazněná relativní hustota, zatímco béžové odpovídá porozita

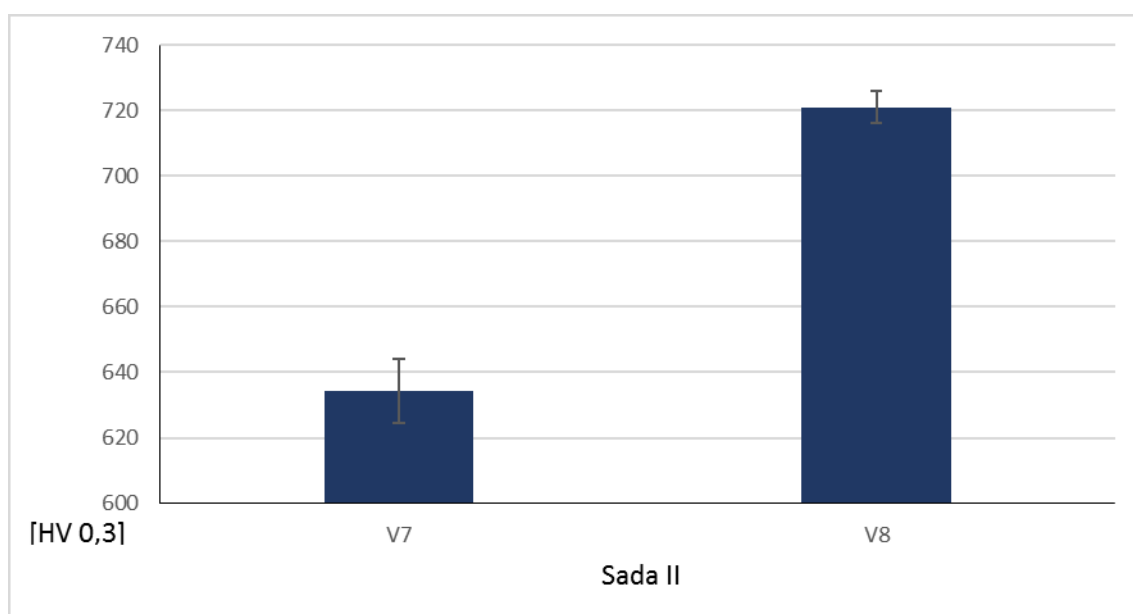
Vzorky sady III byly vyrobeny pouze na zařízení Z10, ale pomocí 4 odlišných skupin procesních parametrů, a proto jsou rozděleny do čtyř sérií (viz tab. 5.9). V tomto případě byla použita ostrůvková strategie skenování, ale navíc s alternujícím vrstvením.

Vzorky V1 a V2 (sada I) disponují vyšší tvrdostí než všechny reprezentativní vzorky sady III uvedené v grafu (obr. 6.2). Rozdíl mezi těmito dvěma sadami spočívá v použitých procesních parametrech (viz tab. 5.4, sada I a 5.9, sada III) a skenovacích strategiích. Vzorek V2 byl vyroben na zařízení Z20, zatímco všechny ostatní uvedené vzorky byly vyrobeny na zařízení Z10.



Obr. 6.2: Hodnoty tvrdosti jednotlivých vzorků pouze po rozpouštěcím žihání

Velice podobný trend je viditelný i na obrázku 6.3. Vzorek V7 (sada II) byl vyroben pomocí ostrůvkové strategie skenování (Z10) a vzorek V8 pomocí strategie kontinuální s alternujícími vrstvami (Z20). U těchto vzorků ve stavu po precipitačním vytvrzování je rozdíl tvrdosti ještě markantnější než ve stavu pouze po rozpouštěcím žihání.



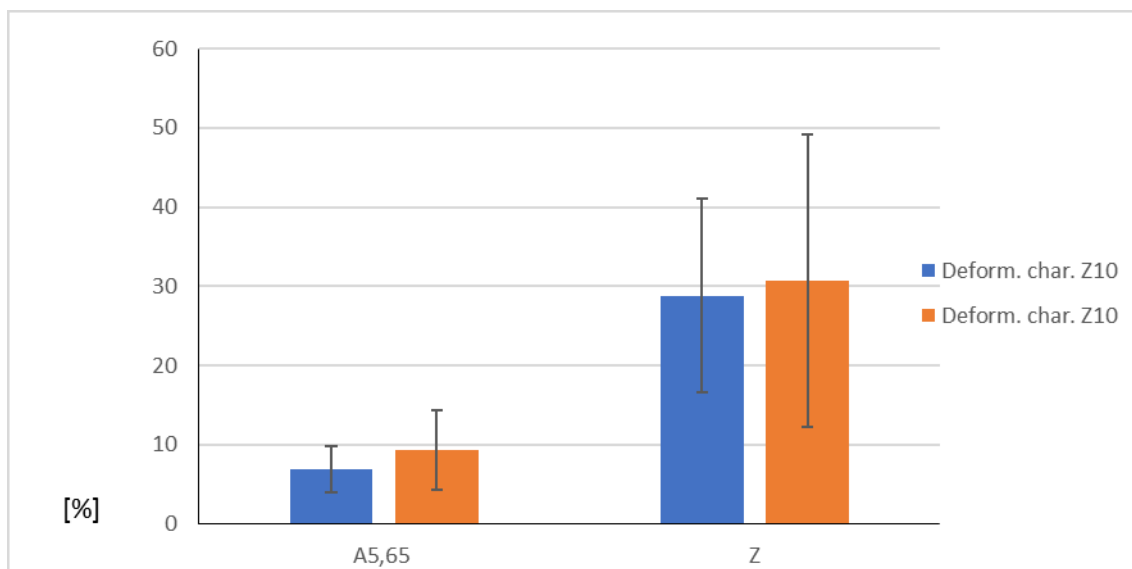
Obr. 6.3: Hodnoty tvrdosti jednotlivých vzorků po precipitačním vytvrzování

Vliv strategie skenování na mechanické vlastnosti není možné z dostupných výsledků jednoznačně určit. Je však možné konstatovat, že ve srovnání s kontinuální strategií skenování, ostrůvková strategie umožňuje výrobu biletů s vyššími deformačními charakteristikami.

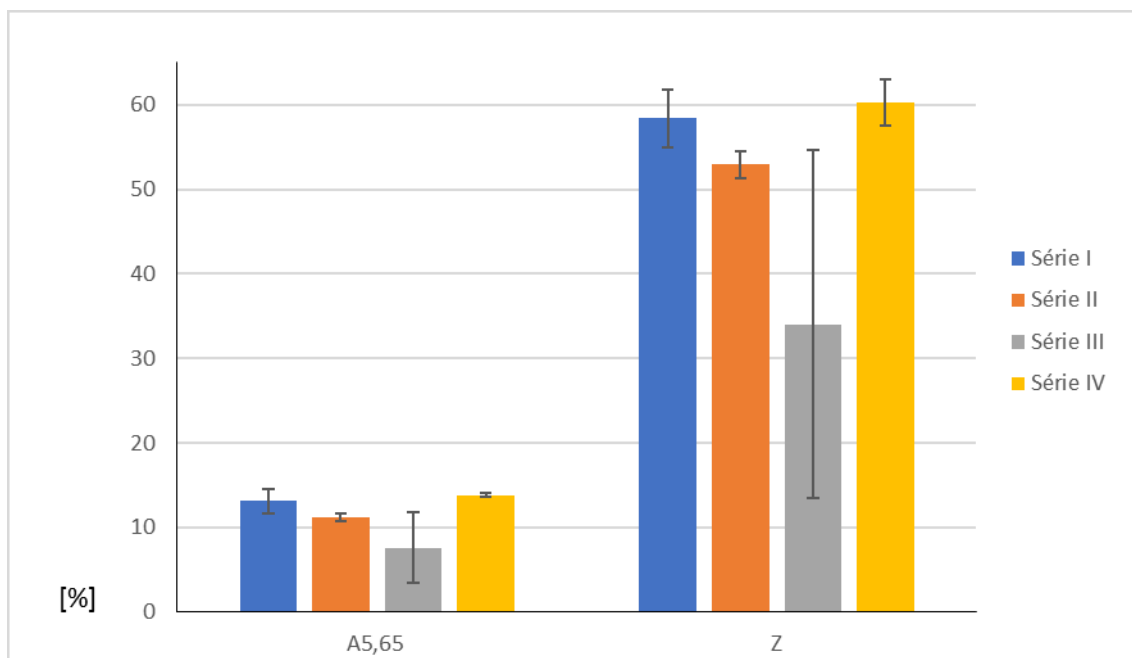
Na grafech 6.4 a 6.5 je pozorovatelný značný nárůst zejména průměrných hodnot kontrakce vzorků při tahové zkoušce. Rozdíl mezi sadami vzorků je ve strategii skenování i v procesních parametrech (viz tab. 5.4 a 5.9). Nejpodobnější, z hlediska procesních parametrů,



jsou si vzorky sady I vyrobené na zařízení Z10 (obr. 6.4) a vzorky sady III (série III, obr. 6.5). Pravděpodobně díky zvolené ostrůvkové strategii skenování dosahují vzorky série III vyšších deformačních charakteristik. Vysoká hodnota směrodatné odchylky u této sady naznačuje nízkou reprodukovatelnost výsledků, kterou je možné přisoudit detailům procesu zpracování. Konkrétně synergickému negativnímu vlivu nízké hustoty energie ( $57 \text{ J/mm}^3$ ) a použité vzdálenosti návarů (0,11 mm).

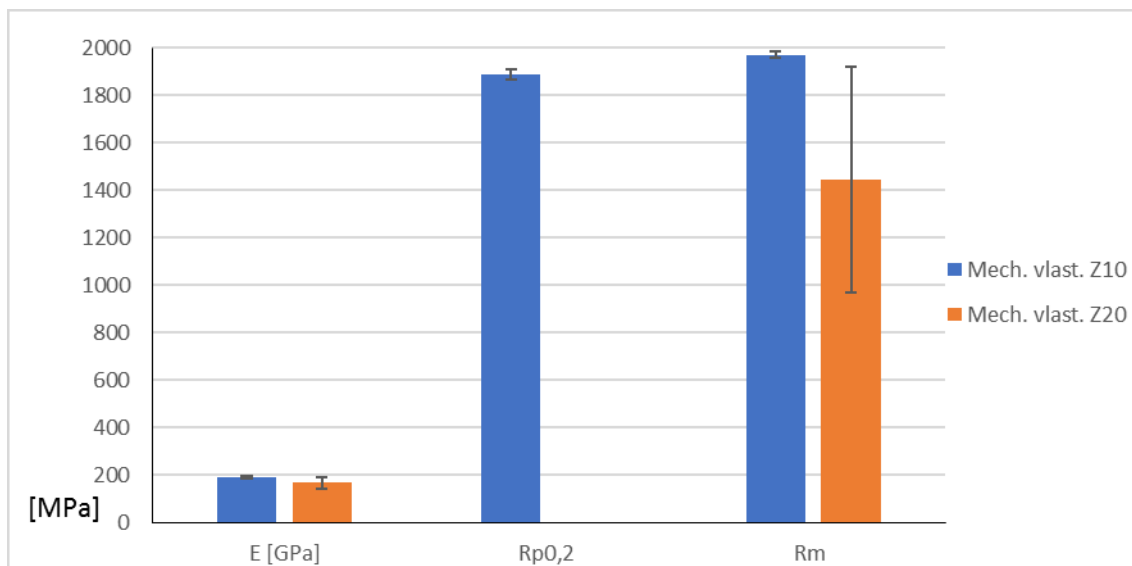


*Obr. 6.4: Hodnoty deformačních charakteristik sady I*

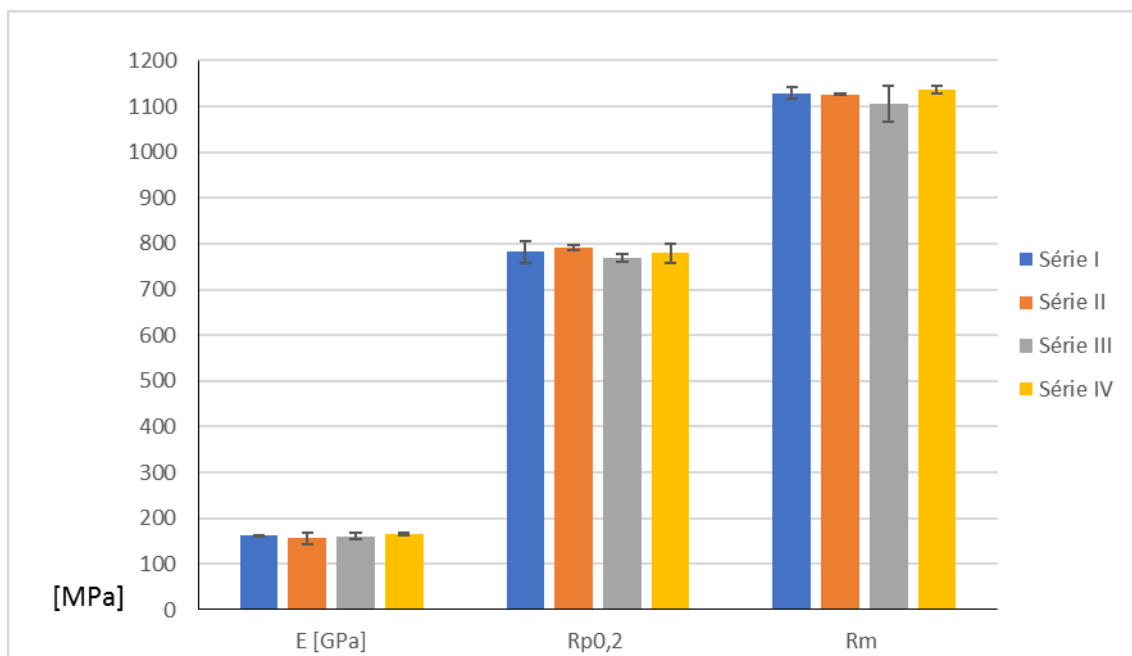


*Obr. 6.5: Hodnoty deformačních charakteristik sady III*

Mechanické vlastnosti vzorků a sad ve stavu po rozp. žíhání nevykazovaly velký rozptyl hodnot. Nejvyšší průměrné mechanické vlastnosti vykazují vzorky sady I vyrobené na zařízení Z20 (obr. 6.6). Jejich deformační charakteristiky však nevykazují tak vysokých hodnot jako série IV (sada III, obr. 6.5), která naopak vyazuje nižší mechanické vlastnosti (Obr. 6.7).



Obr. 6.6: Průměrné hodnoty mechanických vlastností sady I



Obr. 6.7: Průměrné hodnoty mechanických vlastností sady III

V sérii III i skupině vzorků vyrobených na zařízení Z20 (sada I) se vyskytují vzorky, které při tahové zkoušce vykazují ve srovnání s ostatními nižší úroveň napěťových i deformačních charakteristik. Průměrné hodnoty jsou tedy zatíženy vyšší směrodatnou odchylkou. Fraktografická analýza pomohla odhalit možné příčiny naměření těchto nižších hodnot. U všech analyzovaných vzorků byl mechanismus poškození nízkoenergetický tvárný, vyšší přítomnost strukturních nehomogenit způsobených procesem výroby zapříčinila rozptýlení naměřených hodnot. Jako strukturní nehomogenity byly identifikovány výrobním procesem indukované dutiny obsahující částice neroztaveného prášku („lack of fusion porosity“). Na lomových plochách byly také pozorovatelné části dutin bez přítomnosti částic prášku, které na zkoumané lomové ploše zůstaly po přetrhnutí tahového vzorku. Nízkoenergetické tvárné porušení identifikované na všech vzorcích bylo charakteristické převážně mělkými

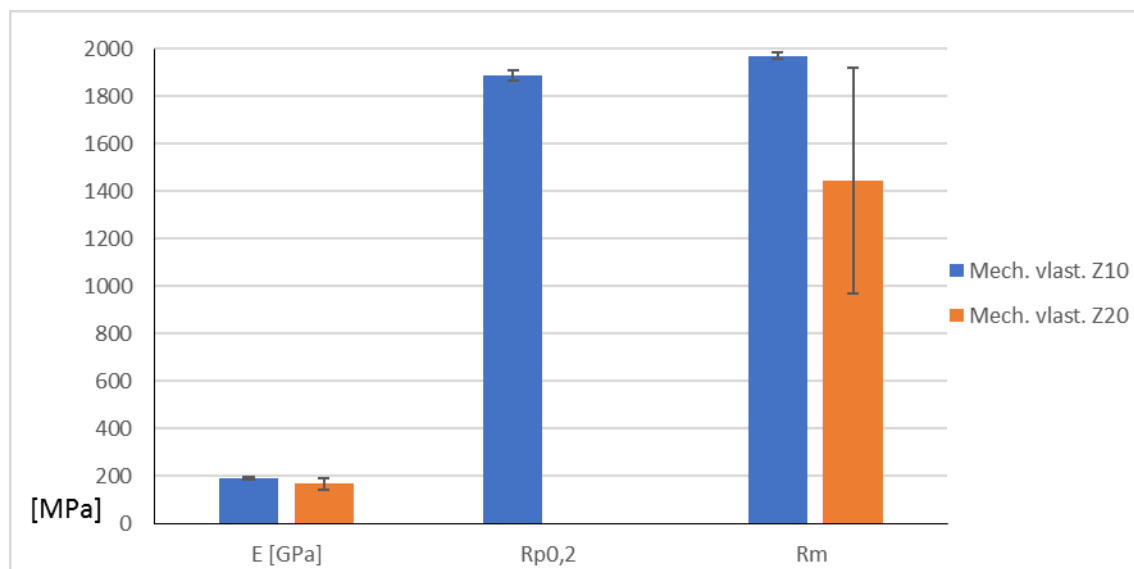


jamkami o rozměrech setin až jednotek  $\mu\text{m}$ . Vzorky vykazující nižší mechanické vlastnosti často vykazovaly výrazněji členitou morfologii lomových ploch ve srovnání se vzorky ostatními.

Na těchto členitých lomových plochách byly pozorovány jamky menších rozměrů a větší množství procesem indukovaných dutin.

Sada II byla po rozpouštěcím žíhání podrobena precipitačnímu vytvrzování, které maraging ocelím dodává cílenou vysokou pevnost na úkor deformačních charakteristik. Vzorky v tomto stavu nevykazují při tahové zkoušce vysoké hodnoty tažnosti (v této práci max. 1,1 %). Poměrné zúžení (kontrakce) nebylo měřitelná vůbec (blížilo se nule).

Vzorky sady I vyrobené na zařízení Z20 dosahovaly nejvyšších průměrných hodnot mechanických vlastností. Po zvýšení teploty rozpouštěcího žíhání a délky výdrže z 830 °C a 30 minut (sada I) na 1000 °C a 60 minut (sada II) došlo u vzorků této sady k mikrostrukturním změnám, které vedly ke zvýšení pevnosti, ale také k výskytu předčasných lomů (v elastické oblasti). Vzorek V8 (sada II) dosáhl meze pevnosti 2120 MPa při plastické deformaci menší než 0,002 a nebylo tak dosaženo smluvní meze kluzu. Již na části lomové plochy vzorku V8 je pozorovatelné zvýšení její členitosti (viz obr. 5.19). Vysoká členitost lomové plochy je dále pozorovatelná na vzorku V10 (sada II, viz obr. 5.20), který byl stejně jako vzorek V12 (sada II) porušen předčasně (v elastické oblasti). Fraktografická analýza na všech třech vzorcích potvrdila uplatnění výrazně nízkoenergetického tvárného porušení. Je třeba poznamenat, že na lomových plochách nebyly identifikovány štěpné fazety, jakožto charakteristiky štěpného porušení, které by bylo možné očekávat u vzorků ve stavu po precipitačním vytvrzování [14; 37].



Obr. 6.7: Průměrné hodnoty mechanických vlastností sady II

Ačkoliv se vzorky vyrobené na zařízení Z20 jeví po rozpouštěcím žíhání (sada I) z hlediska mechanických vlastností jako optimální, po zařazení precipitačního vytvrzování (sada II) došlo k neočekávaným předčasným lomům. Z tohoto důvodu nelze procesní parametry použité při výrobě v kombinaci s precipitačním vytvrzováním prohlásit za optimální pro určování mechanických vlastností zkouškou tahem (výše zmíněné předčasné lomy).

Tan et al. [38] ve svém práci podrobně analyzoval vzorky z prášku o stejném chemickém složení jako studovala tato diplomová práce. Použité parametry stavby a výrobní zařízení se však liší. Výsledná hustota energie byla  $67,47 \text{ J/mm}^3$ , přičemž tloušťka vrstvy byla nastavena na  $40 \text{ }\mu\text{m}$ , výkon laseru na  $285 \text{ W}$ , rychlost skenování na  $960 \text{ mm/s}$  a vzdálenost návarů byla  $0,11 \text{ }\mu\text{m}$ . Průměr svazku laseru byl nastaven na  $100 \text{ }\mu\text{m}$ , což spolu s velice podobnou vzdáleností návarů naznačuje, že bude docházet k dobrému překryvu a spojování jednotlivých návarů i navzdory tomu, že hustota energie použitá v této práci je nižší než ideální hustota energie vyplývající z této diplomové práce. Procesní parametry byly pro účely práce [38] optimalizovány a bylo tak možné vyrobit vzorky s relativní hustotou vyšší než  $99,98 \%$ . I přesto byly některé naměřené mechanické vlastnosti ve srovnání se vzorky použitými v této diplomové práci nižší.

Vzorky práce [38] ve stavu po rozpouštěcím žíhání vykazovaly tvrdost  $28\text{--}29 \text{ HRC}$ , mez pevnosti  $1025 \pm 5 \text{ MPa}$  a tažnost  $14,4 \pm 0,35 \%$ . Vzorky sady I vykazovaly vyšší mez pevnosti i hodnotu tvrdosti, a to  $1117 \pm 12,5 \text{ MPa}$  (Z10),  $1173 \pm 51,9 \text{ MPa}$  (Z20) a  $37\text{--}39 \text{ HRC}$ . Nižších hodnot dosahovala pouze tažnost, a to  $6,9 \pm 2,9 \%$  (Z10) a  $9,3 \pm 5,0 \%$  (Z20). Vzorky sady III také potvrzují tento trend, i tyto vzorky vykazovaly vyšší pevnost a tvrdost, ale nižší tažnost. Nejnížší průměrná mez pevnosti byla stanovena na  $1105 \pm 39,5 \text{ MPa}$  (série III), tvrdost na  $34 \text{ HRC}$  (série III) a nejvyšší tažnost na  $13,8 \pm 0,2 \%$  (série IV). Tažnost uváděná v práci [38] je tažnost  $A_t$ , zatímco tažnost vyhodnocovaná v této diplomové práci je standardně  $A_{5,65}$ . Po odečtení přibližných hodnot tažnosti z tahových diagramů lze konstatovat, že vzorky sady I stále dosahují nižších hodnot tažnosti a vzorky sady III se s hodnotami tažnosti práce [38] téměř shodují. Vyšší hodnoty směrodatných odchylek ukazují rozdíl mezi optimalizovanými a neoptimalizovanými procesními parametry, které mají vliv na reprodukovatelnost výrobního procesu, tj. na výsledné vlastnosti materiálů připravovaných pomocí SLM procesu.

Součásti z maraging oceli zhotovené pomocí konvenčních metod (odlévání, kování) vykazují ve stavu bez precipitačního vytvrzování mez pevnosti v rozmezí  $1000\text{--}1170 \text{ MPa}$ , tažnost  $A_t$   $6\text{--}15 \%$  a tvrdost kolem  $35 \text{ HRC}$  [48]. Z těchto hodnot plyne, že SLM technologie je schopná vyrábět součásti s mechanickými vlastnostmi srovnatelnými a v některých případech i vyššími ve srovnání s konvenčními metodami výroby. Podobně je tomu i u vzorků po precipitačním vytvrzování. Konvenčně vyrobené dosahují meze pevnosti v rozmezí  $1951\text{--}2041 \text{ MPa}$ , tvrdosti kolem  $54 \text{ HRC}$  a tažnosti  $A_t$  až  $11 \%$  [49]. Nejnížší naměřená hodnota meze pevnosti na vzorku sady II byla  $1950 \text{ MPa}$  a nejvyšší  $2120 \text{ MPa}$ , což opět potvrzuje schopnost SLM technologie vyrábět součásti se srovnatelnými, ba i lepšími mechanickými vlastnostmi. Co se týče tvrdosti, sada II dosahovala  $57\text{--}61 \text{ HRC}$ . Jedinou vlastností, která se s konvenčně vyrobenými součástmi nedá srovnávat je tažnost. Ta u vzorků sady II dosahuje maxima  $1,1 \%$ , což je ve srovnání s  $11 \%$  tažnosti konvenčně vyrobených materiálů velice málo. Tato skutečnost je dána charakterem SLM procesu. Jak potvrzuje práce [38], součásti vyrobené pomocí SLM, které před precipitačním vytvrzováním prošly procesem rozpouštěcího žíhání, vykazují nižší hodnoty pevnosti a tvrdosti, ale zároveň vyšší hodnoty tažnosti, která je již téměř totožná s hodnotami konvenčně vyráběných součástí ( $A_t = 5,6 \%$ ). Pevnost materiálu po precipitačním vytvrzování se zakomponovaným procesem rozpouštěcího žíhání, a i bez něj, leží v rozmezí pevností, kterých je dosahováno u materiálů konvenčně vyráběných. Je tak možné konstatovat, že SLM technologie je při použití optimalizovaných procesních parametrů schopna vyrábět součásti se srovnatelnými nebo lepšími mechanickými

vlastnostmi než konvenční technologie.

V práci [50] byl pro výrobu vzorků na zařízení M2 Cusing od firmy Concept Laser použit prášek o stejném chemickém složení jako v této diplomové práci. Byl použit laser o výkonu 200 W a průměru svazku 150  $\mu\text{m}$ . Skenovací strategie byla ostrůvková stejně jako při výrobě vzorků sady III. Tloušťka vrstvy byla stanovena na 30  $\mu\text{m}$ . Rychlost skenování a vzdálenost návarů byly proměnnou s cílem získat co nejvyšší relativní hustotu. Rychlosti skenování byly 600; 800 nebo 1000 mm/s a vzdálenosti návarů 0,75; 0,105 a 0,135 mm. Nejvyšší relativní hustota byla dosažena pomocí kombinace rychlosti skenování 600 mm/s a vzdálenosti návarů 0,105 mm (99,54 %). Pro další zvýšení relativní hustoty bylo do procesu výrob zakomponováno dvojité přetavování vrstev. To mělo za následek zvýšení relativní hustoty na 99,7 %, a to při použití rychlosti 1000 mm/s a vzdálenosti návarů opět 0,105 mm. Dvojité přetavování v tomto případě nevedlo k výraznému nárůstu mechanických vlastností. Mez pevnosti vzorků po rozpouštěcím žíhání dosahovala hodnot v rozmezí 950–1000 MPa a po precipitačním vytvrzování 1800–1850 MPa, což je méně než u vzorků této diplomové práce. Celková tažnost vzorků v práci [50] se pohybovala v nevytvrzeném stavu v rozmezí 8,3–13,5 % a ve vytvrzeném stavu v rozmezí 4,4–5,1 %. I tato práce dokazuje, že součásti vyrobené z maraging oceli (1.2709) pomocí SLM technologie jsou svými mechanickými vlastnostmi srovnatelné s konvenčně vyrobenými součástmi.

## 7 ZÁVĚR

V této diplomové práci byl studován vliv procesních parametrů a následného tepelného zpracování na mechanické vlastnosti vzorků vyrobených pomocí technologie SLM. Ve třech sadách vyrobených pro účely této diplomové práce byly postupně měněny procesní parametry jako výkon laseru, rychlost skenování, vzdálenost návarů a skenovací strategie, a to za účelem zisku co nejvyšší relativní hustoty a mechanických vlastností. Na základě získaných výsledků lze vyvodit tyto závěry:

- 1) Nejlepších výsledků u vzorků po rozpouštěcím žíhání 830 °C/30 min bylo dosaženo při použití ostrůvkové strategie skenování a parametrů stavby (výkon laseru 350 W, rychlost skenování 1000 mm/s, vzdálenost návarů 0,11 mm, tloušťka vrstvy 40 μm) –  $R_m = 1137 \pm 8,0$  MPa,  $A_{5,65} = 13,8 \pm 0,2$  % (sada III, série IV).
- 2) Nejnižší úroveň porozity (0,25 %) byla zjištěna u vzorků po rozpouštěcím žíhání 830 °C/30 min vytvořených ostrůvkovou strategií skenování s parametry stavby (výkon laseru 400 W, rychlost skenování 1600 mm/s, vzdálenost návarů 0,07 mm, tloušťka vrstvy 40 μm, sada III, série II).
- 3) Nejvyšších hodnot pevnosti v tahu ( $R_m = 1970 \pm 14,1$  MPa) bylo dosaženo při použití kombinace rozpouštěcího žíhání 1000 °C/1hod s následným precipitačním vytvrzováním 480 °C/5h u vzorků vyráběných na zařízení Z10 (sada II).
- 4) Volba procesních parametrů v kombinaci s tepelným zpracováním (rozpouštěcí žíhání 1000 °C/1hod + precipitační vytvrzování 480 °C/5h) má výrazný vliv na výsledné vlastnosti materiálů. V případě použití vyšších výkonů laseru, menší vzdálenosti návarů a vyšší rychlosti skenování (sada II, zařízení Z20) došlo k výskytu předčasných lomů a dosažení nižších pevnostních i deformačních charakteristik ( $R_m = 1446 \pm 476,2$  MPa).
- 5) Mechanismus poškození byl ve všech analyzovaných případech nízkoenergetického tvárného charakteru. U materiálu po rozpouštěcím žíhání a precipitačním vytvrzování byly jamky mnohem jemnější a mělčí než v případě materiálu po rozpouštěcím žíhání. V mikrostruktuře vzorků byly nalezeny defekty typu dutin s přítomností neroztavených částic kovového prášku („lack of fusion porosity“).

# SEZNAM POUŽITÉ LITERATURY

- [1] FLOREEN, S. a Decker R.F. Heat treatment of 18% Ni maraging steels. *Transactions of the ASM*. 1962, **55**, 58.
- [2] MUTUA, James, Nakata, S. a Onda, T. Optimization of selective laser melting parameters and influence of post heat treatment on microstructure and mechanical properties of maraging steel. *Materials & Design* [online]. 2018, **139**(139), 486-497 [cit. 2019-03-15]. DOI: 10.1016/j.matdes.2017.11.042. ISSN 02641275. Dostupné z: [www.linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0264127517310730](http://www.linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0264127517310730)
- [3] GEBHARDT, Andreas a Hötter, J. *Additive manufacturing: 3D printing for prototyping and manufacturing: 3D printing for prototyping and manufacturing*. Carl Hanser Verlag GmbH Co KG, 2016. ISBN 1569905835.
- [4] GEBHARDT, Andreas. *Understanding Additive Manufacturing* [online]. München: Carl Hanser Verlag GmbH & Co. KG, 2011 [cit. 2019-03-15]. ISBN 978-3-446-42552-1. Dostupné z: [www.sciencedirect.com/book/9783446425521/understanding-additive-manufacturing](http://www.sciencedirect.com/book/9783446425521/understanding-additive-manufacturing)
- [5] STWORA, Andrzej a Skrabalak, G. Influence of selected parameters of Selective Laser Sintering process on properties of sintered materials. *Journal of achievements in materials and manufacturing engineering*. 2013, **61**(2), 375-380. ISSN 1734-8412.
- [6] CASALINO, G., Campanelli, S.L. a Contuzzi, N. Experimental investigation and statistical optimisation of the selective laser melting process of a maraging steel. *Optics & Laser Technology* [online]. 2015, **65**(65), 151-158 [cit. 2019-03-15]. DOI: 10.1016/j.optlastec.2014.07.021. ISSN 00303992. Dostupné z: [www.linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0030399214002011](http://www.linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0030399214002011)
- [7] YAP, C., Chua, C.K. a Dong, Z.L. Review of selective laser melting: Materials and applications. *Applied Physics Reviews* [online]. 2015, **2**(4) [cit. 2019-03-28]. DOI: 10.1063/1.4935926. ISSN 1931-9401. Dostupné z: [www.aip.scitation.org/doi/10.1063/1.4935926](http://www.aip.scitation.org/doi/10.1063/1.4935926)
- [8] KUMAR, S. *Selective laser sintering/melting*. Elsevier, 2014, , 93-134.
- [9] PRAKASH, K., Nancharaih, T. a Rao, V.V.S. Additive Manufacturing Techniques in Manufacturing -An Overview. *Materials Today: Proceedings* [online]. 2018, **5**(2), 3873-3882 [cit. 2019-03-15]. DOI: 10.1016/j.matpr.2017.11.642. ISSN 22147853. Dostupné z: [www.linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S2214785317329152](http://www.linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S2214785317329152)

- [10] VALENTA, J. *Tepelné zpracování maraging oceli vyrobené technologií SLM*. Brno, 2018. Bakalářská práce. Vysoké učení technické v Brně. Vedoucí práce Doc. Ing. Daniel Koutný, Ph.D.
- [11] GOKULDOSS, Prashanth, Kolla, S. a Eckert, J. Additive Manufacturing Processes: Selective Laser Melting, Electron Beam Melting and Binder Jetting—Selection Guidelines. *Materials* [online]. 2017, **10**(6) [cit. 2019-03-15]. DOI: 10.3390/ma10060672. ISSN 1996-1944. Dostupné z: [www.mdpi.com/1996-1944/10/6/672](http://www.mdpi.com/1996-1944/10/6/672)
- [12] CAMPANELLI, Sabina, N. CONTUZZI a Antonio LUDOVICO. Manufacturing of 18 Ni Marage 300 Steel Samples by Selective Laser Melting. *Advanced Materials Research* [online]. 2009, **83-86**, 850-857 [cit. 2019-03-15]. DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMR.83-86.850. ISSN 1662-8985. Dostupné z: <https://www.scientific.net/AMR.83-86.850>
- [13] BAUEREIß, A., Scharowsky, T. a Körner, C. Defect generation and propagation mechanism during additive manufacturing by selective beam melting. *Journal of Materials Processing Technology* [online]. 2014, **214**(11), 2522-2528 [cit. 2019-03-15]. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2014.05.002. ISSN 09240136. Dostupné z: [www.linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0924013614001691](http://www.linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0924013614001691)
- [14] CASATI, Riccardo, Lemke, J. a Tuissi, A. Aging Behaviour and Mechanical Performance of 18-Ni 300 Steel Processed by Selective Laser Melting. *Metals* [online]. 2016, **6**(9) [cit. 2019-03-15]. DOI: 10.3390/met6090218. ISSN 2075-4701. Dostupné z: [www.mdpi.com/2075-4701/6/9/218](http://www.mdpi.com/2075-4701/6/9/218)
- [15] POPOVICH, Anatoliy a Sufiiarov, V. Metal powder additive manufacturing. *New Trends in 3D Printing*. IntechOpen, 2016.
- [16] HEANEY, D.F. Powders for metal injection molding (MIM). *Handbook of Metal Injection Molding* [online]. 2. Elsevier, 2012, s. 50-63 [cit. 2019-04-16]. DOI: 10.1533/9780857096234.1.50. ISBN 9780857090669. Dostupné z: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/B9780857090669500030>
- [17] LPW Technology Inc. In: *LPW Technology* [online]. Philadelphia: Carpenter Additive, 2016 [cit. 2019-04-16]. Dostupné z: [www.lpwtechnology.com/technical-library/powder-production/](http://www.lpwtechnology.com/technical-library/powder-production/)
- [18] SAMES, W., List, F.A. a Pannala, S. The metallurgy and processing science of metal additive manufacturing. *International Materials Reviews* [online]. 2016, **61**(5), 315-360 [cit. 2019-04-25]. DOI: 10.1080/09506608.2015.1116649. ISSN 0950-6608. Dostupné z: [www.tandfonline.com/doi/full/10.1080/09506608.2015.1116649](http://www.tandfonline.com/doi/full/10.1080/09506608.2015.1116649)

- [19] BRANDL, Erhard, Heckenberger, U. a Holzinger, V. Additive manufactured AlSi10Mg samples using Selective Laser Melting (SLM): Microstructure, high cycle fatigue, and fracture behavior. *Materials & Design* [online]. 2012, **34**, 159-169 [cit. 2019-03-15]. DOI: 10.1016/j.matdes.2011.07.067. ISSN 02613069. Dostupné z: [www.linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0261306911005590](http://www.linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0261306911005590)
- [20] YASA, E., Kempen, K. a Kruth, J.P. Microstructure and mechanical properties of maraging steel 300 after selective laser melting. In: *21st Annual International Solid Freeform Fabrication Symposium-An Additive Manufacturing Conference, SFF 2010*. USA, 2010, s. 383-396.
- [21] OLAKANMI, E.O., Cochrane, R.F. a Dalgarno, K.W. A review on selective laser sintering/melting (SLS/SLM) of aluminium alloy powders: Processing, microstructure, and properties. *Progress in Materials Science* [online]. 2015, **74**(74), 401-477 [cit. 2019-03-15]. DOI: 2. ISSN 00796425. Dostupné z: [www.linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0079642515000389](http://www.linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0079642515000389)
- [22] HAGEDORN-HANSEN, Devon, Bezuidenhout, M. a Dimitrov, D. THE EFFECTS OF SELECTIVE LASER MELTING SCAN STRATEGIES ON DEVIATION OF HYBRID PARTS. *South African Journal of Industrial Engineering* [online]. 2017, **28**(3) [cit. 2019-04-25]. DOI: 10.7166/28-3-1862. ISSN 22247890. Dostupné z: [www.sajie.journals.ac.za/pub/article/view/1862](http://www.sajie.journals.ac.za/pub/article/view/1862)
- [23] GARRISON, Warren a Malay BANERJEE. Martensitic Non-Stainless Steels: High Strength and High Alloy. *Reference Module in Materials Science and Materials Engineering* [online]. Elsevier, 2018 [cit. 2019-03-15]. DOI: 10.1016/B978-0-12-803581-8.02519-4. ISBN 9780128035818. Dostupné z: <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/B9780128035818025194>
- [24] FLOREEN, S. The physical metallurgy of maraging steels. *Metallurgical Reviews* [online]. 2013, **13**(1), 115-128 [cit. 2019-03-15]. DOI: 10.1179/mtlr.1968.13.1.115. ISSN 0076-6690. Dostupné z: [www.tandfonline.com/doi/full/10.1179/mtlr.1968.13.1.115](http://www.tandfonline.com/doi/full/10.1179/mtlr.1968.13.1.115)
- [25] BANERJEE, M.K. Heat Treatment of Commercial Steels for Engineering Applications. *Comprehensive Materials Finishing* [online]. Elsevier, 2017, s. 180-213 [cit. 2019-03-15]. DOI: 10.1016/B978-0-12-803581-8.09190-6. ISBN 9780128032497. Dostupné z: <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/B9780128035818091906>
- [26] SHA, W., Leitner, H. a Guo, Z. Phase transformations in maraging steels. *Phase Transformations in Steels* [online]. Vol. 2. Elsevier, 2012, s. 332-362 [cit. 2019-03-15]. DOI: 10.1533/9780857096111.2.332. ISBN 9781845699710. Dostupné z: <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/B9781845699710500119>



- [27] KUČEROVÁ, Ludmila, Zetková, I. a Jandová, A. Microstructural characterisation and in-situ straining of additive-manufactured X3NiCoMoTi 18-9-5 maraging steel. *Materials Science and Engineering: A* [online]. Elsevier, 2019, **750**, 70-80 [cit. 2019-03-22]. DOI: 10.1016/j.msea.2019.02.041. ISSN 09215093. Dostupné z: [www.linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0921509319302047](http://www.linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0921509319302047)
- [28] HALL, A.M. a Slunder, C.J. The Metallurgy, Behavior, and Application of the 18-Percent Nickel Maraging Steels. *NASA Special Publication*. 1968, **5051**(5051).
- [29] BIEBER, CG. Progress with 25% nickel steels for high strength applications. *Met. Prog.* 1960, **78**, 99-100.
- [30] DECKER, R., Novak, C.J. a Landig, T.W. Developments and projected trends in maraging steels. *JOM* [online]. 1967, **19**(11), 60-66 [cit. 2019-03-15]. DOI: 10.1007/BF03378657. ISSN 1047-4838. Dostupné z: [www.link.springer.com/10.1007/BF03378657](http://www.link.springer.com/10.1007/BF03378657)
- [31] DECKER, RF a Floreen, S. *Precipitation from substitutional iron-base austenitic and martensitic solid solutions*. 1965.
- [32] DECKER, RF a Floreen, S. Maraging steels--the first 30 years. *Maraging steels: recent developments and applications*. 1988, , 1-38.
- [33] RAO, Muktinutalapati a Sivasubramanian, K. Significance of Alloying Element Levels in Realizing the Specified Tensile Properties in 18 wt% Nickel Maraging Steel. *Materials Sciences and Applications*. Scientific Research Publishing, 2011, **2**(08), 1116-1120.
- [34] SINHA, P., Sreekumar, K. a Babu, N.S. Development of heat treatment parameters to improve fracture toughness and grain size of an embrittled maraging steel. *Journal of Heat Treating* [online]. 1992, **9**(2), 125-131 [cit. 2019-03-15]. DOI: 10.1007/BF02833148. ISSN 0190-9177. Dostupné z: [www.link.springer.com/10.1007/BF02833148](http://www.link.springer.com/10.1007/BF02833148)
- [35] RAO, Muktinutalapati. Progress in understanding the metallurgy of 18% nickel maraging steels. *International Journal of Materials Research* [online]. 2006, **97**(11), 1594-1607 [cit. 2019-03-15]. DOI: 10.3139/146.101418. ISSN 1862-5282. Dostupné z: [www.hanser-elibrary.com/doi/abs/10.3139/146.101418](http://www.hanser-elibrary.com/doi/abs/10.3139/146.101418)
- [36] HAYNES, AG. The Making, Shaping and Heat Treating of 18% Ni Maraging Steels. In: *Proceedings of ASPA Seminar*. 1978, s. 38.
- [37] KEMPEN, K., Yasa, E. a Thijs, L. Microstructure and mechanical properties of Selective Laser Melted 18Ni-300 steel. *Physics Procedia* [online]. 2011, **12**, 255-263 [cit. 2019-03-15]. DOI: 10.1016/j.phpro.2011.03.033. ISSN 18753892. Dostupné z: [www.linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S187538921100112X](http://www.linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S187538921100112X)

- [38] TAN, Chaolin, Zhou K., Ma W. a Tongchun KUANG. Microstructural evolution, nanoprecipitation behavior and mechanical properties of selective laser melted high-performance grade 300 maraging steel. *Materials & Design* [online]. Elsevier, 2017, **134**, 23-34 [cit. 2019-03-15]. DOI: 10.1016/j.matdes.2017.08.026. ISSN 02641275. Dostupné z: [www.linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0264127517307724](http://www.linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0264127517307724)
- [39] YIN, Shuo, Chaoyue CHEN, Xingchen YAN et al. The influence of aging temperature and aging time on the mechanical and tribological properties of selective laser melted maraging 18Ni-300 steel. *Additive Manufacturing* [online]. 2018, **22**, 592-600 [cit. 2019-03-15]. DOI: 10.1016/j.addma.2018.06.005. ISSN 22148604. Dostupné z: <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S2214860418302999>
- [40] JÄGLE, Eric, Choi, P. a Van J. Precipitation and austenite reversion behavior of a maraging steel produced by selective laser melting. *Journal of Materials Research* [online]. 2014, **29**(17), 2072-2079 [cit. 2019-04-10]. DOI: 10.1557/jmr.2014.204. ISSN 0884-2914. Dostupné z: [www.journals.cambridge.org/abstract\\_S0884291414002040](http://www.journals.cambridge.org/abstract_S0884291414002040)
- [41] KÜRNSTEINER, Philipp, Wilms, M.B. a Weisheit, A. Massive nanoprecipitation in an Fe-19Ni- x Al maraging steel triggered by the intrinsic heat treatment during laser metal deposition. *Acta Materialia* [online]. Elsevier, 2017, **129**, 52-60 [cit. 2019-04-01]. DOI: 10.1016/j.actamat.2017.02.069. ISSN 13596454. Dostupné z: [www.linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S1359645417301702](http://www.linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S1359645417301702)
- [42] SCHNITZER, Ronald, Schober, M. a Zinner, S. Effect of Cu on the evolution of precipitation in an Fe–Cr–Ni–Al–Ti maraging steel. *Acta Materialia* [online]. Elsevier, 2010, **58**(10), 3733-3741 [cit. 2019-04-01]. DOI: 10.1016/j.actamat.2010.03.010. ISSN 13596454. Dostupné z: [www.linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S1359645410001552](http://www.linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S1359645410001552)
- [43] LI, Yongcan, Yan, W. a Cotton, J.D. A new 1.9GPa maraging stainless steel strengthened by multiple precipitating species. *Materials & Design* [online]. Elsevier, 2015, **82**, 56-63 [cit. 2019-04-01]. DOI: 10.1016/j.matdes.2015.05.042. ISSN 02641275. Dostupné z: [www.linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0261306915002952](http://www.linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0261306915002952)
- [44] TEWARI, R., Mazumder, S. a Batra I.S. Precipitation in 18 wt% Ni maraging steel of grade 350. *Acta Materialia* [online]. Elsevier, 2000, **48**(5), 1187-1200 [cit. 2019-04-01]. DOI: 10.1016/S1359-6454(99)00370-5. ISSN 13596454. Dostupné z: [www.linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S1359645499003705](http://www.linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S1359645499003705)

- [45] JIANG, Suihe, Wang, H. a Wu, Y. Ultrastrong steel via minimal lattice misfit and high-density nanoprecipitation. *Nature* [online]. 2017, **544**(7651), 460-464 [cit. 2019-04-01]. DOI: 10.1038/nature22032. ISSN 0028-0836. Dostupné z: [www.nature.com/doi/10.1038/nature22032](http://www.nature.com/doi/10.1038/nature22032)
- [46] SIMCHI, A. a Asgharzadeh, H. Densification and microstructural evaluation during laser sintering of M2 high speed steel powder. *Materials Science and Technology* [online]. 2013, **20**(11), 1462-1468 [cit. 2019-04-18]. DOI: 10.1179/026708304X3944. ISSN 0267-0836. Dostupné z: [www.tandfonline.com/doi/full/10.1179/026708304X3944](http://www.tandfonline.com/doi/full/10.1179/026708304X3944)
- [47] KOUTNÝ, Daniel, Pantělejev, L. a Tomeš, J. Comparison of selective laser melting of 18ni maraging steel by pxi and m2 cusing. *MM (Modern Machinery) Science Journal*. 2016, **180**(180), 1590-1596. DOI: DOI: 10.17973/MMSJ.2016\_12\_2016191.
- [48] *Marvac 300 VIM-VAR: High Strength Maraging Steel*. Pennsylvania: Latrobe, 2009.
- [49] *ATI Defence: Technical datasheet*. Verze 1. Pittsburgh: Allegheny, 2012.
- [50] HERMANN BECKER, Thorsten a Dimitrov, D. The achievable mechanical properties of SLM produced Maraging Steel 300 components. *Rapid Prototyping Journal* [online]. 2016, **22**(3), 487-494 [cit. 2019-03-29]. DOI: 10.1108/RPJ-08-2014-0096. ISSN 1355-2546. Dostupné z: [www.emeraldinsight.com/doi/10.1108/RPJ-08-2014-0096](http://www.emeraldinsight.com/doi/10.1108/RPJ-08-2014-0096)

# SEZNAM POUŽITÝCH ZKRATEK A SYMBOLŮ

Symbol/zkratka	Jednotka	Popis
$\alpha$	-	Martenzit
$\gamma$	-	Zbytkový nebo reverzní austenit
$\eta$	-	Precipitát $\text{Ni}_3\text{Ti}$
$\sigma$	[%]	Směrodatná odchylka
$\mu$	-	Precipitát $(\text{Fe,Ni,Co})_7\text{Mo}_6$
$\mu\text{CT}$	-	Počítačová rentgenová tomografie
3D	-	Trojrozměrný
$A_{5,65}$	[%]	Tažnost
$A_t$	[%]	Tažnost celková
$A_f$	[°C]	Teplota austenit finiš
$A_s$	[°C]	Teplota austenit start
ASTM	-	Americká společnost pro testování a materiály
BD		Směr stavby („building direction“)
BCC	-	Kubická mřížka prostorově středěná
CAD	-	Počítačem podporované navrhování
DIN	-	Německá norma
E	[GPa]	Youngův modul pružnosti
$E_n$	[J/mm <sup>3</sup> ]	Hustota energie
FCC	-	Kubická mřížka plošně středěná
h	[mm]	Vzdálenost návarů

HRC	[HRC]	Tvrdost dle Rockwella, stupnice C
HV	[HV]	Tvrdost dle Vickerse
INCO	-	International Nickel Company
M <sub>f</sub>	[°C]	Teplota martenzit finiš
M <sub>s</sub>	[°C]	Teplota martenzit start
P	[W]	Výkon laseru
Ra	[μm]	Průměrná aritmetická odchylka drsnosti
R <sub>p0,2</sub>	[MPa]	Smluvní mez kluzu
R <sub>m</sub>	[MPa]	Mez pevnosti v tahu
SEM	-	Skenovací elektronová mikroskopie
SLM	-	Selektivní laserové tavení
SLS	-	Selektivní laserové slinování
SM	-	Světelná mikroskopie
t	[mm]	Tloušťka vrstvy
TRIP	-	Transformačně indukovaná plasticita, mechanismus
v	[mm/s]	Rychlost skenování
XRD	-	Rentgenová difrakce

# SEZNAM PŘÍLOH

Příloha 1: Protokol z tahové zkoušky vzorků sady I

Příloha 2: Protokol z tahové zkoušky vzorků sady II

Příloha 3: Protokol z tahové zkoušky vzorků sady III

# PŘÍLOHY



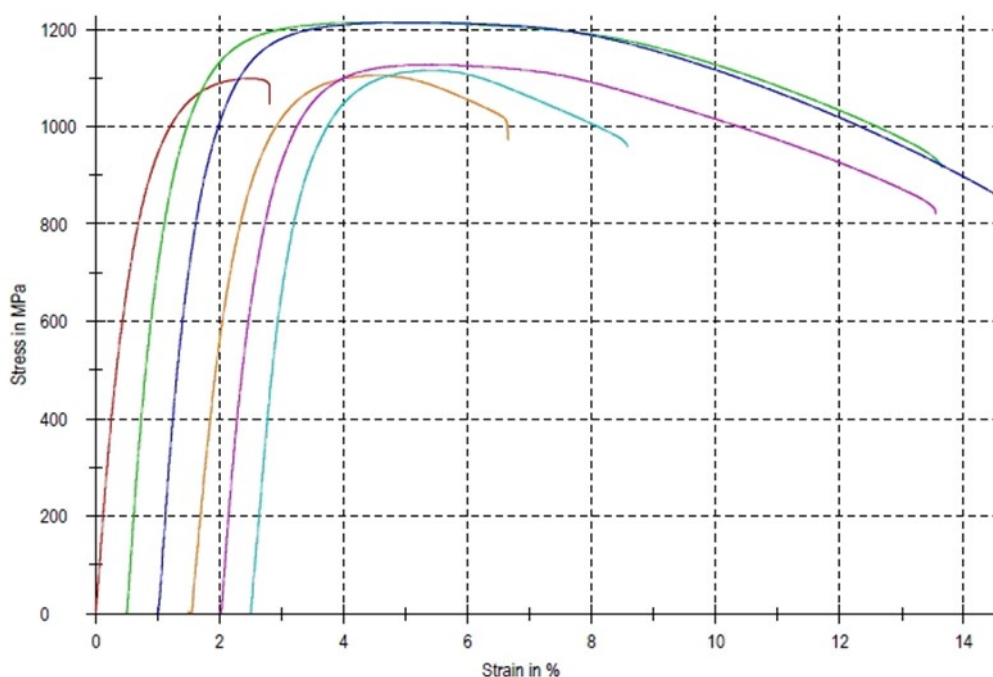
## Test report

Customer : Doc. L. Pantelejev, Ph.D.  
 Test standard : CSN EN ISO 6892-1  
 Material : Mareging  
 Specimen type : 8x40, DIN 50125  
 Tester : Ing. Josef Zapletal, Ph.D  
 Machine data : Zwick Z250, Loadcell: 150 kN, Extensometer: MultiXtens,  
 Pre-load : 2 MPa Speed, yield point : 1 mm/min  
 Speed, E-Modulus : 1 mm/min Test speed : 2 mm/min

## Test results:

Legend	Specimen ID	Notes	d <sub>0</sub> mm	L <sub>0</sub> mm	m <sub>E</sub> GPa	R <sub>p0.2</sub> MPa	F <sub>m</sub> N	R <sub>m</sub> MPa	R <sub>s</sub> MPa	A <sub>g</sub> %	A %	Z %
	1	v2	8,000	40,03	171	786	55203	1100	1050	1,8	2,2	4,7
	2	v4	7,980	40,03	180	847	60706	1210	916	3,5	12,6	43,1
	3	v6	7,980	39,49	190	831	60692	1210	861	3,5	13,0	44,2
	4	v1	7,960	40,02	138	793	54968	1100	973	2,2	4,4	14,5
	5	v3	7,980	40,02	169	770	56352	1130	821	2,7	11,0	44,4
	6	v5	7,980	40,03	149	837	55774	1120	959	2,2	5,4	27,4

## Series graph:



Příloha 1: Protokol z tahové zkoušky vzorků sady I



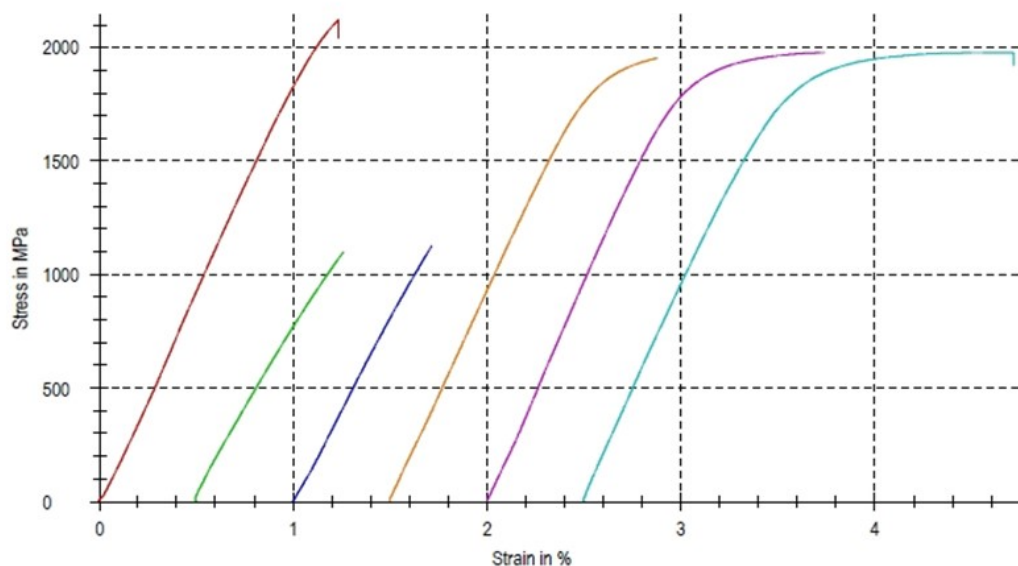
## Test report

Customer : Pantelejev - Koutný BP  
 Test standard : CSN EN ISO 6892-1 (2017)  
 Material : 1.2709-Maraging steel (SLM), HT  
 Specimen type : 8x40mm, DIN 50125, Form C  
 Tester : Ing. Josef Zapletal, Ph.D  
 Machine data : Zwick Z250, Loadcell: 150 kN, Extensometer: MultiXtens,  
 Pre-load : 2 MPa Speed, yield point : 0,00025 1/s  
 Speed, E-Modulus : 0,00007 1/s Test speed : 0,0005 1/s

## Test results:

Legend	Specimen ID	d <sub>0</sub> mm	L <sub>0</sub> mm	m <sub>E</sub> GPa	R <sub>p0.2</sub> MPa	F <sub>m</sub> N	R <sub>m</sub> MPa	R <sub>B</sub> MPa	A <sub>g</sub> %	A %
	v8	8,032	39,98	199	-	107517	2120	2040	0,1	0,2
	v10	8,078	39,98	142	-	56291	1100	1090	0,0	0,0
	v12	8,086	39,99	164	-	57755	1120	1120	0,0	0,0
	V7 – lom mimo Lc	8,065	39,98	187	1910	99779	1950	1950	0,3	0,3
	v9	8,070	40,02	200	1890	101211	1980	1980	0,7	0,7
	v11	8,084	40,00	188	1860	101539	1980	1920	1,1	1,2

## Series graph:



Příloha 2: Protokol z tahové zkoušky vzorků sady II

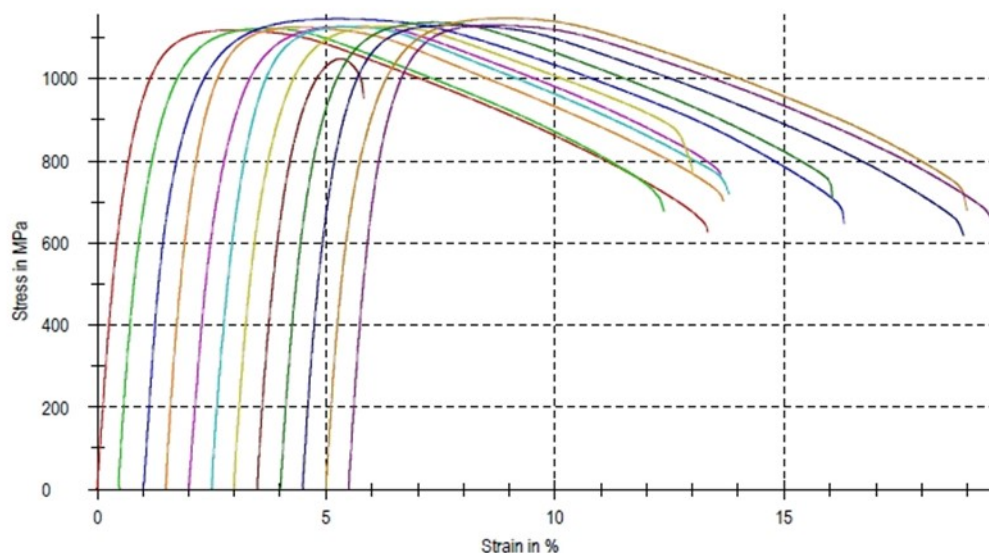
## Test report

Customer : Doc. L. Pantelejev, Ph.D.  
 Test standard : CSN EN ISO 6892-1  
 Material : Maraging steel 1.2709 (SLM)  
 Specimen type : DIN 50125, Form C, 8x40mm  
 Tester : Ing. Josef Zapletal, Ph.D.  
 Note :  
 Machine data : Zwick Z250, Loadcell: 150 kN, Extensometer: MultiXtens  
 Pre-load : 2 MPa Speed in the yield range : 0,00025 1/s  
 Speed, E-Modulus : 0,00007 1/s Test speed : 0,0005 1/s  
 Speed, yield point : 0,00025 1/s

## Test results:

Legend	Specimen ID	d <sub>0</sub> mm	L <sub>0</sub> mm	m <sub>E</sub> GPa	R <sub>p0.2</sub> MPa	F <sub>m</sub> N	R <sub>m</sub> MPa	R <sub>B</sub> MPa	A <sub>g</sub> %	A %	Z %
	V13	7,997	40,02	160,74	815	56171	1118	627	2,3	13,0	59,8
	V15	7,997	39,99	163,77	757	56405	1123	678	2,6	11,5	53,7
	V17	8,002	39,99	164,04	773	57637	1146	647	3,5	14,9	61,6
	V19	7,991	39,99	173,34	791	56441	1125	702	2,3	11,8	51,6
	V21	8,000	40,00	142,86	786	56709	1128	766	2,8	11,1	52,0
	V23	8,002	40,01	152,92	798	56649	1126	720	2,3	10,8	55,1
	V25	8,000	40,00	150,87	770	56700	1128	769	2,6	9,5	39,9
	V27	7,995	40,00	167,52	757	52658	1049	952	1,2	1,8	6,3
	V29	8,008	40,00	160,47	776	57286	1137	711	2,7	11,6	55,7
	V31	8,002	39,99	165,95	780	56856	1131	619	2,5	14,1	64,0
	V33	7,999	40,00	163,70	751	57678	1148	681	3,3	13,6	59,0
	V35	8,004	39,99	170,03	806	56892	1131	659	2,5	13,7	57,8

## Series graph:



Příloha 3: Protokol z tahové zkoušky vzorků sady III